

UNIVERSITÉ DE SHERBROOKE
Faculté de génie
Département de génie mécanique

ESTIMATION DE LA VIE EN FATIGUE
D'UN ASSEMBLAGE
MICROÉLECTRONIQUE PAR LA
MÉTHODE DES ÉLÉMENTS FINIS

Mémoire de maîtrise
Spécialité : génie mécanique

Jonathan PELLERIN

Jury : François CHARRON (directeur)
David DANOVITCH
Raymond PANNETON
Julien SYLVESTRE (codirecteur)

RÉSUMÉ

L'industrie microélectronique est parmi les plus dynamiques qui soient. Pour demeurer concurrentiels, les fabricants doivent continuellement optimiser le temps de développement et de commercialisation de leurs nouveaux produits. Ces dernières décennies, un effort de recherche a été réalisé afin de caractériser et simuler par la méthode des éléments finis le comportement d'assemblages microélectroniques en fatigue. Une telle méthode, dont la précision serait démontrée, permettrait d'accélérer de façon significative les temps de développement, tout en réduisant les coûts et les risques.

Le présent projet de recherche vise à mettre en oeuvre une nouvelle méthode de simulation par éléments finis du processus d'assemblage d'un module microélectronique à une carte, soit la formation d'un boîtier matriciel à billes par refusion. L'objectif est de vérifier s'il existe une corrélation empirique entre l'état des joints de soudure après l'assemblage et la durée de vie du produit soumis à un chargement thermique cyclique. La méthode développée pour simuler le procédé de fabrication inclura les phénomènes complexes en jeu, tels que la déformation non-linéaire des billes de soudure. La précision des résultats numériques sera démontrée avec des données expérimentales. Cet outil pourra être utilisé pour la résolution de problèmes importants relatifs à la fiabilité de composantes micro-électroniques.

Ce projet est effectué en partenariat avec IBM Canada situé à Bromont, le Fonds québécois de la recherche sur la nature et les technologies (FQRNT) et le Conseil de recherches en sciences naturelles et en génie du Canada (CRSNG).

Mots-clés : relaxation de contraintes, éléments finis, analyse non-linéaire transitoire, microélectronique, propagation de fissure, fatigue thermique

REMERCIEMENTS

Tout d'abord, je remercie mes directeurs de recherche, François Charron et Julien Sylvestre, pour leur support et leurs conseils tout au long de ce projet.

Je remercie également les gens d'IBM Canada, notamment Alexander Janta-Polczynski et Robert Martel, pour leur soutien technique.

Enfin, je remercie IBM Canada, le Fonds québécois de la recherche sur la nature et les technologies (FQRNT) et le Conseil de recherches en sciences naturelles et en génie du Canada (CRSNG) pour leurs contributions matérielle et financière.

TABLE DES MATIÈRES

1	INTRODUCTION	1
2	ÉTAT DE L'ART	5
2.1	Matériaux et lois de comportement	5
2.1.1	Propriétés des alliages Sn-Ag-Cu	6
2.1.2	Lois de comportement	9
2.2	Techniques de modélisation	11
2.2.1	Modélisation détaillée	12
2.2.2	Hypothèses de modélisation	13
2.3	Prédiction de la vie en fatigue	15
2.3.1	Fiabilité expérimentale des joints de soudure	15
2.3.2	Corrélation avec résultats numériques	17
2.4	Définition et objectifs du projet de recherche	18
3	MÉTHODOLOGIE	21
3.1	Modélisation par éléments finis	21
3.1.1	Maillage	21
3.1.2	Matériaux	26
3.1.3	Hypothèses utilisées	29
3.1.4	Conditions frontières et chargements thermiques	32
3.1.5	Post-traitement des résultats	34
3.2	Données expérimentales et corrélation	36
3.2.1	Déformée hors plan des modules microélectroniques	36
3.2.2	Hauteur des joints de soudure	40
3.2.3	Indice de fissuration des BGA	43
3.2.4	Résistance électrique des BGA (N50)	48
4	RÉSULTATS	53
4.1	Corrélation des propriétés de matériaux	53
4.1.1	Déformée hors plan des modules microélectroniques	53
4.1.2	Hauteur des joints de soudure	56
4.2	Corrélation des résultats en fatigue	62
4.2.1	Indice de fissuration	62
4.2.2	Résistance électrique	69
5	CONCLUSION	75
	LISTE DES RÉFÉRENCES	79

LISTE DES FIGURES

1.1	Schéma d'un module FCBGA assemblé sur une carte	2
1.2	Profil thermique du test ATC 0/100°C de la norme JEDEC	3
2.1	Précipités primaires dans (a) Sn-3Ag-0.4Cu et (b) Sn-3.7Ag-0.4Cu [17] . .	7
2.2	Courbes de relaxation pour l'alliage Sn-3.8Ag-0.7Cu [20]	8
2.3	Modélisation par éléments finis typique [37]	12
2.4	Assemblage de quatre modules sur une carte de test ATC [11]	16
2.5	Connexions en guirlandes des joints de soudure [11]	16
2.6	Corrélation typique de résultats en fatigue [35]	19
3.1	Maillage typique d'un module microélectronique	22
3.2	Vue de coupe d'un maillage de module microélectronique	23
3.3	Vue rapprochée d'une coupe transversale d'un joint de soudure	24
3.4	Approche de maillage structuré pour les joints de soudure	24
3.5	Jonction entre les maillages des joints de soudure et de la carte	25
3.6	Vue de coupe d'un maillage d'assemblage à la carte	25
3.7	Distribution de cuivre typique	28
3.8	Mesure du coefficient de dilatation thermique au TMA	29
3.9	Allure du BSM d'un module de la cellule 8 à 200°C	30
3.10	Forme typique du TSM d'une carte à 200°C	30
3.11	Schématisation de la forme des interfaces des BGA à 217°C	31
3.12	Mesures de gauchissement prises au FRT (relaxation)	32
3.13	Profils de température mesurés lors de la refusion	33
3.14	Profil de température simulé pour la refusion et la relaxation	34
3.15	Profil de température simulé pour le cyclage thermique	34
3.16	Post-traitement des résultats dans un joint de soudure	35
3.17	Vue de dessous (BSM) d'un module microélectronique	37
3.18	Analyse des données brutes à l'aide de FRT Mark III	38
3.19	Correction et filtrage des données brutes mesurées au FRT	38
3.20	Modélisation d'une délamination dans le matériau de l'interface thermique	39
3.21	Mesure de la hauteur des joints de soudure sur la diagonale	40
3.22	Hauteurs de BGA mesurées sur la diagonale des pièces de la cellule 8 . . .	41
3.23	Hauteurs de BGA obtenues lors de la calibration du modèle de fluage . . .	42
3.24	Montage pour les tests de fatigue thermique	44
3.25	Assemblage microélectronique après le processus de coloration-et-écartement	44
3.26	Vue au microscope des faciès de rupture	45
3.27	Mesure de l'indice de fissuration dans un faciès de rupture	46
3.28	Représentation visuelle de la matrice de stockage des indices de fissuration	47
3.29	Comparaison des méthodes d'ajustement de la distribution de Weibull . . .	49
3.30	Estimation de l'erreur par une approche de type Monte-Carlo	50
3.31	Distribution de Weibull et intervalle d'erreur obtenus pour la cellule 2C . .	51

4.1	Déformée hors plan au BSM des modules de la cellule 8	54
4.2	Déformée hors plan au BSM des modules de la cellule 10	54
4.3	Déformée hors plan au BSM des modules de la cellule 11	55
4.4	Déformée hors plan au BSM des modules de la cellule 11C	56
4.5	Cartographie de l'optimisation des paramètres de fluage	57
4.6	Influence de l'exposant sur le temps d'atteinte du régime permanent	58
4.7	Comparaison des hauteurs calculées et mesurées des joints de soudure . . .	59
4.8	Validation de la loi de comportement utilisée dans les joints de soudure . .	59
4.9	Validation des déformées hors plan du module et de la carte	61
4.10	Cartographie des indices de fissuration mesurés sur la cellule 11B	63
4.11	Cartographie des métriques calculées dans les joints de soudure	64
4.12	Corrélation entre les fissures et la densité d'énergie par cycle ATC	64
4.13	Corrélation entre les fissures et la déformation après la relaxation	65
4.14	Relation entre les couches supérieure et inférieure	66
4.15	Évolution des fissures en fonction de la déformation en fluage	67
4.16	Évolution des fissures en fonction de la densité d'énergie de déformation . .	67
4.17	Corrélation entre les fissures et la contrainte de von Mises maximale	68
4.18	Cartographie bicolore de la contrainte de von Mises maximale	69
4.19	Distributions de Weibull des neuf cellules étudiées	70
4.20	Corrélation entre les N_{50} et la déformation après la refusion	73
4.21	Corrélation entre les N_{50} et la déformation après la relaxation	74
4.22	Corrélation entre les N_{50} et la densité d'énergie par cycle ATC	74

LISTE DES TABLEAUX

2.1	Description des paramètres du modèle d'Anand [25]	11
3.1	Assemblages microélectroniques étudiés	23
3.2	Types de matériaux utilisés	26
3.3	Propriétés mécaniques des matériaux élastiques	27
4.1	Constantes du modèle de fluage de Norton pour l'alliage Sn-Ag-Cu	57
4.2	Paramètres des distributions de Weibull	69
4.3	Erreur estimée sur l'indicateur N_{50}	71
4.4	Coefficients de détermination R^2 des corrélations de l'indicateur N_{50}	72
4.5	Constantes des modèles prédictifs de l'indicateur N_{50}	73

CHAPITRE 1

INTRODUCTION

En 1965, Gordon E. Moore, cofondateur d’Intel Corporation, prédisait que le nombre de transistors pouvant être contenus sur un circuit intégré doublerait chaque année. Il s’avère qu’encore aujourd’hui, l’évolution des procédés de fabrication de semi-conducteurs permet de doubler ce nombre environ tous les deux ans. Toute puce microélectronique fait partie intégrante d’un système plus grand dédié à une application particulière. Après leur fabrication, les puces sont encapsulées dans un boîtier. Ce dernier assure plusieurs fonctions, telles la communication entre le semi-conducteur et le système global, la protection de la puce contre les environnements hostiles, la dissipation de la chaleur générée par le circuit, etc. La communication entre la puce et son entourage est effectuée par l’entremise d’un système d’entrée-sortie (I/O) [22]. Diverses technologies d’encapsulation sont utilisées afin d’optimiser la performance et le coût de l’application.

Le boîtier de type puce inversée avec matrice de billes ou *flip chip ball grid array* (FCBGA) est reconnu comme étant la solution de haute performance par excellence due à son grand nombre d’interconnexions et leur faible inductance. Cette technologie d’encapsulation est typiquement utilisée dans les applications de pointe telles que les systèmes de télécommunication ou les réseaux haute-vitesse. Le nombre élevé d’I/O d’un FCBGA s’explique par le fait que toute la surface de la puce est utilisée pour communiquer, contrairement à la technologie d’interconnexion par fil (*wirebond*) où seul le périmètre du semi-conducteur est utilisé (p. ex. les boîtiers de type WBBGA). La figure 1.1 schématise les différentes composantes d’un module microélectronique de type FCBGA.

Dans ce type de module, le semi-conducteur communique avec le substrat par l’entremise d’une matrice de perles de soudure ou *controlled collapse chip connection* (C4). Ces dernières sont d’abord attachées à la puce de silicium lors de sa fabrication, puis au substrat lors de leur refusion au niveau du module. Un adhésif époxy structurel est introduit entre la puce et le substrat pour réduire les contraintes dans les C4. L’adhésif est déposé autour de la puce et se propage entre les joints de soudure par capillarité. Un capot en cuivre est collé au substrat à l’aide d’un adhésif à base de silicone. Une pâte thermique est appliquée entre la puce et le capot pour évacuer la chaleur générée [30]. En plus de dissiper la chaleur, le capot augmente la rigidité du module et protège la puce contre les impacts. Le capot illustré à la figure 1.1 est fabriqué en une seule partie, soit un *one-piece lid* (1PL). Certains

capots sont constitués de deux pièces métalliques distinctes collées par un adhésif. Cette variation, le *two-piece lid* (2PL), n'est pas étudiée dans le présent projet de recherche. Le processus d'assemblage du semi-conducteur sur le substrat du module est communément appelé le premier niveau d'encapsulation.

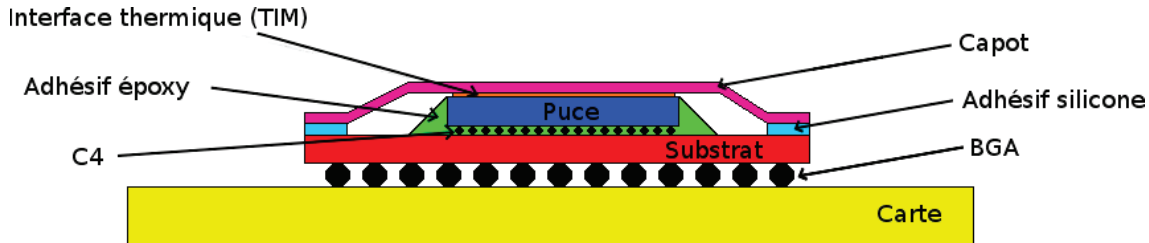


Figure 1.1 Schéma d'un module FCBGA assemblé sur une carte

Le second niveau d'encapsulation consiste à joindre le module microélectronique à la carte. Dans le cas des boîtiers de type FCBGA, le substrat du module est relié à la carte par l'entremise d'une matrice de billes de soudure (BGA). Les billes sont d'abord attachées au substrat, puis à la carte lors de la refusion de l'assemblage. Contrairement au premier niveau d'encapsulation, aucun adhésif supplémentaire n'est utilisé et les efforts mécaniques sont entièrement repris par les billes de soudure. Les BGA jouent à la fois un rôle structural et un rôle d'interconnexion. À ce jour, les plus grands boîtiers FCBGA ont un substrat de 55 x 55 mm et peuvent accueillir plus de 2916 joints de soudure BGA.

Au cours de sa vie utile, un assemblage microélectronique est confronté à d'importants écarts de température. Ces chargements thermiques, combinés aux écarts entre les coefficients de dilatation thermique (CTE) et les modules d'élasticité des différents constituants, génèrent des efforts non négligeables dans l'assemblage. Le CTE de la puce de silicium est environ 3 ppm/°C, tandis que celui du substrat organique du module et de la carte se situe entre 16 et 21 ppm/°C. Cette disparité des coefficients de dilatation thermique engendre le gauchissement de l'assemblage. Le traitement thermique de l'adhésif époxy a lieu autour de 150°C, tandis que la solidification des billes de soudure se produit à 217°C, ce qui donne les températures de détente respectives du module et des BGA. Puisque ces matériaux servent de liens structuraux entre différentes composantes, des efforts sont générés dans l'assemblage lorsque la température diffère des températures de détente.

La fiabilité en fatigue thermique des concepts est quantifiée en laboratoire à l'aide de tests de cyclage thermique accéléré (ATC). Les modes de défaillance caractéristiques sont, entre autres, la fissuration des joints de soudure, la rupture du semi-conducteur ou la délamination de l'adhésif époxy (entraînant la rupture des C4). À plusieurs reprises au cours d'un test, la population est analysée pour repérer les défaillances et des échantillons sont reti-

rés pour effectuer des mesures. Le test ATC 0/100°C de la norme JEDEC JESD22-A104 (condition J) [15] est couramment utilisé pour la qualification en fiabilité des assemblages à la carte. Le profil de température admissible de ce test est illustré par la figure 1.2. Une condition de test ATC -55/125°C est typiquement utilisée pour la qualification de modules seuls, c'est-à-dire le premier niveau d'encapsulation.

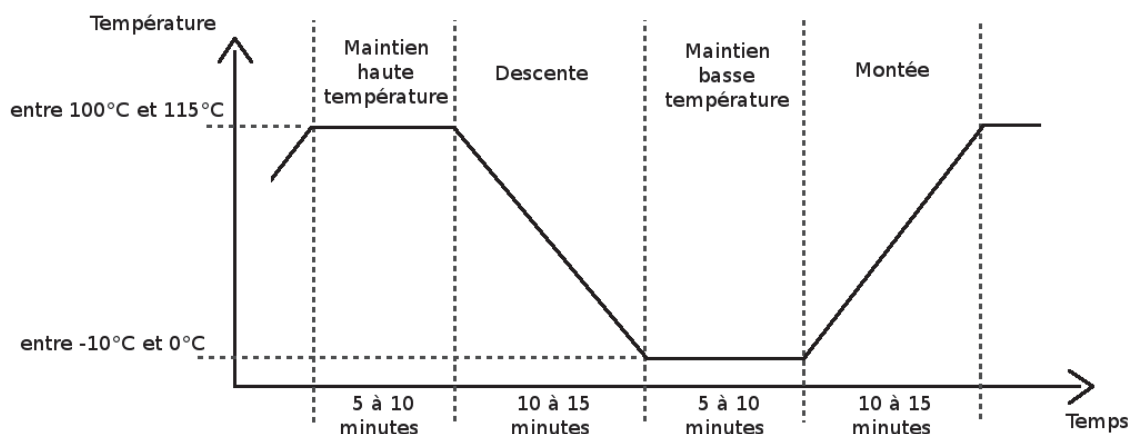


Figure 1.2 Profil thermique du test ATC 0/100°C de la norme JEDEC

Les pièces étant soumises à des conditions environnementales différentes de celles utilisées lors des tests de qualification, un facteur d'accélération est employé pour extrapoler les résultats des tests ATC aux conditions réelles d'utilisation. Ce facteur provient de modèles empiriques calibrés et tient compte de divers paramètres tels les profils thermiques, le type d'alliage des joints de soudure et la géométrie des composantes [8].

Les composants microélectroniques évoluent très rapidement et nécessitent des choix d'encapsulation aptes à garantir l'intégrité des produits dans leur environnement d'utilisation. Ces conceptions mécaniques comptent plusieurs paramètres qui doivent être optimisés pour que le produit réponde aux normes de fiabilité prescrites tout en demeurant compétitif. Bien que les tests ATC procurent des résultats de fiabilité dans un laps de temps plus court que les conditions réelles d'utilisation, les délais d'obtention des résultats peuvent varier de trois à cinq mois pour un test de 4500 cycles.

De tels délais de qualification nuisent à la compétitivité dans un domaine aussi évolutif que l'industrie microélectronique. Une approche numérique pouvant prédire les résultats de fiabilité permettrait donc d'accélérer de façon significative le temps de développement et l'accès au marché (commercialisation) de nouveaux produits, tout en réduisant les coûts et les risques associés.

Ce document présente tout d'abord un état de l'art synthétisant les travaux publiés à ce jour concernant la prédiction de la fiabilité des assemblages microélectroniques par la méthode des éléments finis. Ce chapitre est conclu par la définition des objectifs du présent projet de recherche. Ensuite, le chapitre sur la méthodologie mise en oeuvre est présenté, suivi du chapitre sur les résultats obtenus. Finalement, une conclusion résumant les travaux réalisés et les résultats importants qui en découlent est donnée.

CHAPITRE 2

ÉTAT DE L'ART

L'industrie microélectronique évolue rapidement, et pour rester compétitifs, les fabricants doivent optimiser leur temps de développement et de mise sur le marché de nouveaux produits. Ces dernières décennies, un effort de recherche a été réalisé afin de caractériser et simuler par la méthode des éléments finis le comportement en fatigue d'assemblages microélectroniques (module et carte) soumis à des chargements thermiques cycliques. L'approche générale utilisée pour le développement d'un modèle de prédiction de vie en fatigue comprend quatre grandes étapes [23]. D'abord, une loi de comportement viscoplastique pour les joints de soudure est définie. Puis, une modélisation par éléments finis de l'assemblage microélectronique est effectuée afin d'obtenir une métrique donnée (p. ex. contrainte, déformation, densité d'énergie de déformation, etc.). Ensuite, la métrique numérique obtenue est utilisée pour générer un modèle prédictif de la durée de vie en fatigue. Finalement, le modèle résultant est validé avec des données expérimentales.

La présente revue de littérature est divisée de façon à couvrir les trois premières étapes de cette approche. La section 2.1 discute des alliages sans-plomb récemment introduits dans l'industrie microélectronique et des différentes lois de comportement utilisées pour les modéliser. Une modélisation adéquate des joints de soudure est essentielle pour bien reproduire le comportement d'un assemblage microélectronique lors de la refusion ou des tests de fatigue thermique. La section 2.2 présente les astuces de modélisation et les hypothèses simplificatrices actuellement utilisées pour simuler des assemblages microélectroniques par la méthode des éléments finis. Les meilleures pratiques sont reprises afin d'accélérer le développement du modèle. La section 2.3 survole la méthodologie utilisée pour prédire la durée de vie d'assemblages soumis à des chargements thermiques cycliques. Des données de fiabilité expérimentales similaires sont utilisées pour déterminer les meilleurs prédicteurs numériques de la durée de vie en fatigue thermique d'un assemblage microélectronique.

2.1 Matériaux et lois de comportement

Dans un effort pour réduire l'impact environnemental dû à la toxicité du plomb, l'industrie microélectronique migre graduellement vers une technologie d'interconnexion sans plomb. Parmi les divers candidats potentiels, les alliages à base d'étain (Sn) se démarquent par

leurs propriétés mécaniques et leurs avantages économiques [33]. L'alliage populaire Sn-Ag-Cu (SAC) est, entre autres, utilisé dans les BGA. La présente section discute des propriétés des alliages SAC, ainsi que de différentes lois de comportement utilisées pour leur modélisation.

2.1.1 Propriétés des alliages Sn-Ag-Cu

Parmi les différents alliages SAC, la composition quasi eutectique (3.0-4.0% d'Ag et 0.5-1.0% de Cu) est la plus courante. Les alliages riches en Ag ($\geq 3\%$) sont réputés pour leur fiabilité en fatigue thermique. Par contre, ils n'offrent pas une bonne résistance aux impacts et sont dispendieux due à la haute teneur en argent. Les alliages à faible teneur en Ag ($\leq 2\%$) offrent une meilleure résistance aux impacts et sont typiquement utilisés dans les dispositifs portables tels les téléphones cellulaires ou caméras [32].

Composition et microstructure

Les alliages SAC quasi eutectiques ont un point de fusion avoisinant les 217°C, comparativement à 183°C pour l'alliage à base de plomb ($\text{Sn}_{63}\text{Pb}_{37}$) précédemment utilisé. Le système ternaire forme trois phases lors de la solidification, soient $\beta\text{-Sn}$, Ag_3Sn et Cu_6Sn_5 . Les constituants structuraux se présentent sous forme de dendrites ($\beta\text{-Sn}$), de plaques (Ag_3Sn), d'aiguilles (Cu_6Sn_5) et d'une structure eutectique [33]. La nucléation de la phase de $\beta\text{-Sn}$ est difficile, provoquant un état de surfusion pouvant aller jusqu'à 30°C sous le point de fusion normal. La nucléation des précipités primaires se manifestant sans trop de surfusion, ces derniers sont amenés à croître tandis que la matrice d'étain est en phase liquide [14, 16]. Une fois la nucléation de la phase de $\beta\text{-Sn}$ entamée, la croissance des dendrites est quasi-instantanée et peut parcourir un joint de soudure BGA en une fraction de seconde. Les constituants résiduels d'Ag et Cu sont rejetés à l'interface dendrite/liquide pour former la structure eutectique dans l'espace interdendritique [33].

Les plaques d' Ag_3Sn sont propices à la propagation de fissures [19] et à la dégradation des propriétés mécaniques des joints de soudure [17]. Kang *et al.* [16] ont observé que, pour un alliage SAC quasi eutectique, la formation des plaques d' Ag_3Sn diminue considérablement avec un taux de refroidissement supérieur à 1.5°C/s. Cette observation s'explique par la réduction de la fenêtre de temps durant laquelle l'alliage est en surfusion et les plaques sont amenées à croître. L'utilisation d'alliages SAC à teneur d'Ag égale ou inférieure à 3% neutralise également la formation des plaques d' Ag_3Sn indépendamment du taux de refroidissement [16]. La figure 2.1 illustre respectivement l'absence et la présence des plaques d' Ag_3Sn dans des alliages contenant 3% d'Ag et 3.7% d'Ag.

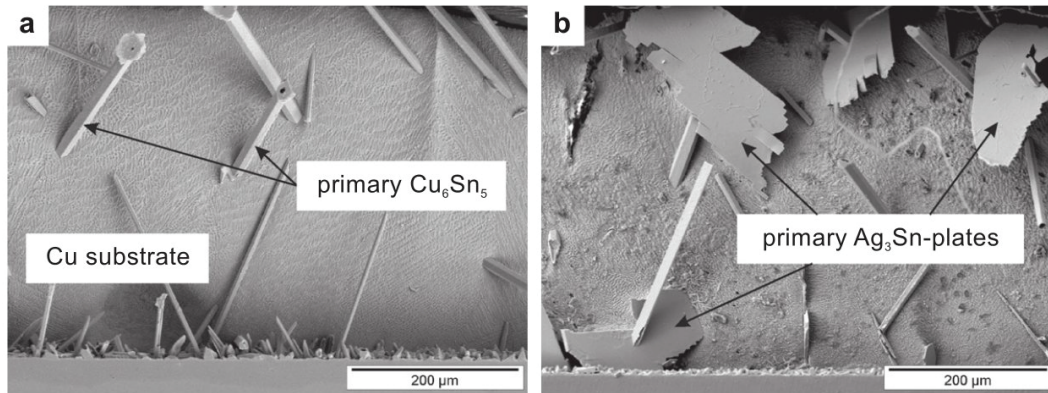


Figure 2.1 Précipités primaires dans (a) Sn-3Ag-0.4Cu et (b) Sn-3.7Ag-0.4Cu [17]

Taux de refroidissement

Le taux de refroidissement est critique à l'obtention d'une microstructure désirable pour les alliages SAC quasi eutectique. Les propriétés mécaniques (limite élastique et limite à la rupture) obtenues par essais de traction sont proportionnelles aux taux de refroidissement utilisés lors de la fabrication des échantillons [18, 20]. Korhonen *et al.* [20] ont démontré que le comportement mécanique visqueux des alliages SAC quasi eutectiques tend vers celui de l'étain pur pour un taux de refroidissement relativement lent ($\sim 0.1^\circ\text{C/s}$). Par contre, le comportement visqueux des alliages SAC à faible teneur d'Ag est quasi-indépendant du taux de refroidissement. Ce phénomène s'explique par la présence des précipités primaires dans les alliages à haute teneur d'Ag et de leur mainmise sur la structure eutectique. La formation de ces grandes plaques d'Ag₃Sn réduit la quantité d'Ag disponible dans la région interdendritique [18, 20]. En résumé, la résistance au fluage (l'exposant sur la contrainte dans la loi de comportement) diminue avec la vitesse de refroidissement si la teneur en argent est supérieure à 3%.

Mesures expérimentales

Un joint de soudure BGA est typiquement constitué de 1 à 12 grains (dendrites) de β -Sn (8 en moyenne) et ce nombre est indépendant du taux de refroidissement [14, 21]. Par exemple, une éprouvette de traction de 5 mm de diamètre ne peut donc pas refléter adéquatement le caractère anisotrope d'un BGA d'environ 1 mm de diamètre. Plusieurs données expérimentales du comportement en fluage d'alliages SAC ayant été mesurées sur des éprouvettes surdimensionnées sont publiées dans la littérature [24, 25]. Certains auteurs utilisent directement des joints de soudure pour le calcul des propriétés du matériau [41]. Or, de par sa géométrie et ses dimensions caractéristiques, un joint de soudure ne

procure pas un état de déformation pur lorsqu'il est sollicité en tension ou en cisaillement. De plus, les interfaces sont sujettes à des phénomènes de concentration de contraintes. Il est donc difficile d'établir une relation directe entre le chargement appliqué et la déformation obtenue. De tels résultats sont dépendants de la géométrie du montage et ne peuvent être utilisés pour définir un matériau dans un code de calcul par éléments finis.

Korhonen *et al.* [20] utilisent une éprouvette en forme d'os à chien avec une zone de mesure de 1 mm de diamètre et 10 mm de longueur. Cette géométrie permet de tenir compte, dans deux axes, du faible nombre de grains retrouvés dans les joints de soudure BGA. Par contre, la longueur de l'éprouvette étant au moins un ordre de grandeur plus élevée que celle du joint de soudure, la probabilité qu'une dislocation se produise est plus grande dans l'éprouvette. Par conséquent, les mesures effectuées tendent à sous-estimer la résistance au fluage des joints de soudure BGA. La figure 2.2 présente les courbes de relaxation obtenues expérimentalement. Les auteurs obtiennent une variation de $\pm 10\%$ sur la contrainte d'écoulement entre les différents essais. Les propriétés mécaniques obtenues dans ces études [19, 20] seront utilisées comme valeur initiale pour la modélisation par éléments finis du comportement visqueux des alliages SAC. Une procédure itérative sera ensuite utilisée pour calibrer le modèle avec des mesures de déplacements obtenues lors d'assemblage de modules microélectroniques. Cette approche, bien que dépendante de la précision du modèle, permettra d'éliminer les incertitudes de mesure liées aux dimensions caractéristiques de l'échantillon, soit l'orientation et le nombre de grains présents.

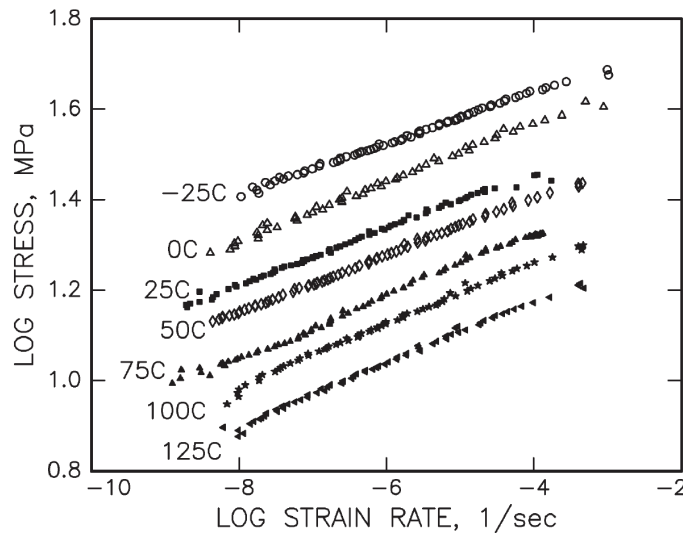


Figure 2.2 Courbes de relaxation pour l'alliage Sn-3.8Ag-0.7Cu [20]

2.1.2 Lois de comportement

Deux grandes approches sont utilisées dans la littérature pour modéliser le comportement mécanique des alliages Sn-Ag-Cu sur une grande plage de température (p. ex. de -25°C à 150°C). La première approche utilise une combinaison des modèles de plasticité et de fluage [31, 40], tandis que la seconde utilise le modèle de viscoplasticité d'Anand [25, 27, 29].

Une déformation inélastique est une déformation irréversible dont la nature est régie par la vitesse du chargement. D'une part, la plasticité est une déformation inélastique indépendante du temps, c'est-à-dire qu'elle se produit instantanément lorsque la charge est appliquée. D'autre part, le fluage est une déformation inélastique dépendante du temps, c'est-à-dire que la déformation augmente sous une charge constante en fonction du temps.

Afin de faciliter la présentation des différentes équations mathématiques, la même nomenclature est utilisée pour toutes les lois de comportement. Cette nomenclature emploie le symbole n pour une constante placée en exposant et le symbole A pour un coefficient multiplicateur. La valeur et les unités de ces constantes sont différentes pour chaque modèle de matériau étudié.

Plasticité et fluage

Le modèle de plasticité de Ramberg-Osgood donné par l'équation 2.1 est une relation non-linéaire entre la contrainte et la déformation inélastique indépendante du temps [26].

$$\epsilon_p = A \left(\frac{\sigma}{\sigma_y} \right)^n \quad (2.1)$$

Cette formulation nécessite trois constantes, soient la limite élastique σ_y , l'exposant sur la contrainte n et un coefficient multiplicateur A . Généralement, une valeur de 0.002 est utilisée pour A , ce qui donne une déformation plastique ϵ_p de 0.2% lorsque la contrainte σ est égale à la limite élastique.

Le fluage de Norton ou loi de puissance donné par l'équation 2.2 modélise la partie en régime permanent de la courbe déformation-temps (fluage secondaire) [1].

$$\dot{\epsilon}_{cr} = A \sigma^n \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \quad (2.2)$$

Le taux de déformation inélastique $\dot{\epsilon}_{cr}$ est fonction de la contrainte σ et de trois constantes, soient le coefficient multiplicateur A , l'exposant sur la contrainte n et l'énergie d'activation Q dans le terme exponentiel d'Arrhenius. Sur un graphique logarithmique, soit $\log(\dot{\epsilon}_{cr})$ versus $\log(\sigma)$, cette équation se traduit par une droite de pente n qui peut être décalée de

droite à gauche par un changement de température ou une modification de la constante A . Cette formulation peut s'avérer insuffisante pour reproduire adéquatement le comportement du matériau près des singularités géométriques si des phénomènes d'écrouissage ou d'adoucissement sont présents à contrainte élevée. En présence d'un tel matériau, cette approximation peut générer une erreur non négligeable lors de la modélisation de boucles d'hystérésis [38].

Le fluage de Garofalo ou la loi de sinus hyperbolique donné par l'équation 2.3 modélise également le fluage secondaire.

$$\dot{\epsilon}_{cr} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2.3)$$

Ce modèle nécessite quatre constantes, soient le coefficient multiplicateur A , le coefficient multiplicateur α , l'exposant sur la contrainte n et l'énergie d'activation Q dans le terme exponentiel d'Arrhenius. Un sinus hyperbolique a une pente de 1 près de son origine et peut donc être utilisé comme une loi de puissance, soit l'équation 2.2, dans une région spécifique en ajustant les constantes α et A . Cette formulation permet de modéliser un adoucissement du matériau lorsque la contrainte est élevée.

Viscoplasticité

Le modèle d'Anand est conçu pour modéliser le comportement viscoplastique de métaux soumis à de grandes déformations et à des températures élevées. Ce modèle est utilisé dans les applications où la contribution élastique de la déformation totale est négligeable par comparaison à la contribution plastique (p. ex. l'extrusion d'une feuille de métal). Ce modèle tient compte des déformations inélastiques dépendantes (i.e. fluage) et indépendantes du temps (i.e. plasticité). Aucune limite élastique n'est proprement définie ; il y a une déformation inélastique pour toute contrainte non nulle. Le modèle d'Anand utilise une variable interne s (résistance à la déformation) pour tenir compte de tout ce qui se produit dans le matériau (p. ex. taille des grains ou dislocations). Le modèle est défini par deux équations et neuf paramètres [3]. Une description de chaque paramètre est donnée au tableau 2.1. L'équation 2.4 détermine le taux de variation de déformation inélastique $\dot{\epsilon}_{vp}$ (équation d'écoulement).

$$\dot{\epsilon}_{vp} = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \left[\sinh\left(\xi \frac{\sigma}{s}\right)\right]^{1/m} \quad (2.4)$$

L'équation 2.5 détermine le taux de variation de la variable interne \dot{s} (équation d'évolution).

$$\dot{s} = \left\{ h_0 \left| 1 - \frac{s}{s^*} \right|^a \cdot \text{signe} \left(1 - \frac{s}{s^*} \right) \right\} \dot{\epsilon}_{vp} \quad (2.5)$$

La valeur de saturation s^* de la variable interne s est donnée par l'équation 2.6.

$$s^* = \hat{s} \left[\frac{\dot{\epsilon}_{vp}}{A} \exp \left(\frac{Q}{RT} \right) \right]^n \quad (2.6)$$

Le modèle d'Anand revient au modèle de fluage de Garofalo lorsque la variable interne s atteint la valeur de saturation s^* . Une méthodologie pour la régression des constantes du modèle d'Anand à partir de données expérimentales est proposée par Qiang *et al.* [25].

Les données expérimentales de Korhonen *et al.* [20] démontrent qu'un modèle de fluage simple, telle la loi de puissance donnée par l'équation 2.2, est suffisant pour reproduire le comportement inélastique des alliages Sn-Ag-Cu. Bien que les autres modèles présentés offrent une plus grande flexibilité, la loi de puissance est adoptée dans ce projet pour sa simplicité et son faible nombre de paramètres. Ces caractéristiques sont fondamentales pour la faisabilité d'une calibration par processus itératif du comportement en fluage.

Tableau 2.1 Description des paramètres du modèle d'Anand [25]

Paramètre	Description
A	Coefficient multiplicateur pré-exponentiel
Q/R	Énergie d'activation
ξ	Coefficient multiplicateur de la contrainte
m	Sensibilité du taux de déformation face à la contrainte
h_0	Coefficient de durcissement
a	Sensibilité du durcissement
\hat{s}	Coefficient multiplicateur de la valeur de saturation
n	Sensibilité de la valeur de saturation face au taux de déformation

2.2 Techniques de modélisation

La méthode des éléments finis permet de simuler numériquement les tests expérimentaux de fiabilité, et ainsi connaître les déplacements et solutions dérivées en tous points du modèle, ce qui est difficilement réalisable expérimentalement. La modélisation d'assemblages microélectroniques a grandement progressé depuis les travaux de Darveaux [10] sur les effets de la méthodologie de simulation employée. Cette progression est grandement due au fait que la puissance de calcul actuelle permet une modélisation plus détaillée nécessitant moins d'hypothèses simplificatrices qu'à la fin des années 1990. Pour être cohérente avec le

déroulement du projet, la présente section comporte deux parties. Tout d'abord, l'une des techniques de modélisation d'assemblage microélectronique les plus rigoureuses publiées à ce jour est exposée. Par la suite, les différentes hypothèses de modélisation ayant été utilisées dans la littérature pour optimiser le temps de simulation sont décrites.

2.2.1 Modélisation détaillée

Le modèle éléments finis d'assemblage à la carte de Tunga et Sitaraman [37] est l'une des modélisations utilisant le moins d'hypothèses simplificatrices publiées à ce jour. Les auteurs utilisent des modèles 3D complets, ou partiels avec conditions de symétrie. Seuls les demi ou quart de modèles sont utilisés pour la symétrie, puisque l'octant coupe les joints de soudure sur la diagonale, ce qui pourrait induire des erreurs numériques dans une zone critique. Les maillages, constitués d'éléments hexaédriques linéaires, sont compatibles aux interfaces entre les diverses composantes. La formulation du problème tient compte des grandes déformations. La figure 2.3 présente un exemple de maillage utilisé (quart de modèle).

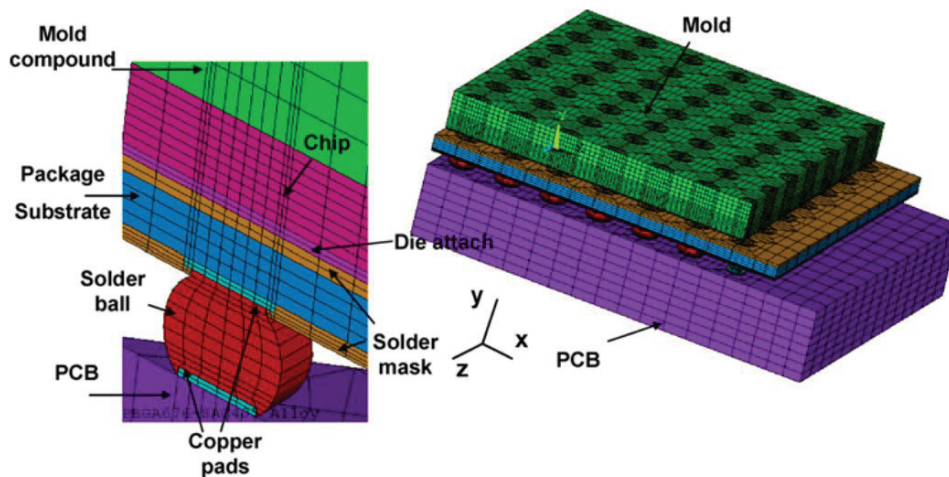


Figure 2.3 Modélisation par éléments finis typique [37]

Les propriétés de matériaux sont obtenues des distributeurs ou de la littérature pour chacune des composantes de l'assemblage. La variabilité des propriétés en fonction de la température est prise en compte. L'anisotropie de la carte et du substrat est modélisée à l'aide de propriétés équivalentes. Le modèle viscoplastique d'Anand est utilisé pour reproduire le comportement inélastique des joints de soudure. Le modèle de plasticité bi-linéaire est utilisé pour reproduire le comportement inélastique des coussinets d'interconnexion (cuivre).

Le profil thermique utilisé comme cas de chargement simule un refroidissement de l'assemblage à partir de la température de solidification des BGA jusqu'à température pièce avant d'entamer les cycles thermiques. Une procédure similaire est utilisée par Guedon-Gracia *et al.* [13] pour calculer la condition initiale du modèle. Cette procédure repose sur l'utilisation de la température de référence du modèle, c'est-à-dire la température à laquelle les déformations thermiques du maillage sont nulles. Le processus d'assemblage du module sur la carte est simulé en deux étapes. La première étape consiste à calculer l'état du module et de la carte à haute température. Pour ce faire, la température de référence est fixée à la température de la pièce, les éléments des BGA sont désactivés (réduction de leur rigidité) et le modèle est amené de la température de la pièce jusqu'à celle de solidification des BGA. Le résultat de ce calcul est le gauchissement du module et de la carte à haute température. La deuxième étape consiste à simuler le refroidissement de l'assemblage. Pour ce faire, la température de référence est fixée à la température de solidification des BGA, les éléments des BGA sont activés, les déplacements calculés à l'étape 1 sont appliqués comme conditions initiales et le modèle est refroidi de la température de solidification jusqu'à la température de la pièce [13]. Cette astuce permet de simuler le processus de refusion en tenant compte des contraintes résiduelles et des géométries déformées à haute température.

2.2.2 Hypothèses de modélisation

L'utilisation de maillages compatibles est compliquée par la disparité de la taille des détails à modéliser (p. ex. les dimensions caractéristiques d'un joint de soudure et du substrat). Les équations de contraintes peuvent être utilisées pour coupler des maillages incompatibles par interpolation des déplacements aux interfaces. Il a été démontré que cette approche peut induire une erreur de 25% sur la densité d'énergie de déformation accumulée [35] et de 40% sur la déformation inélastique accumulée [12] lorsque la discontinuité est située à l'interface. Par contre, une erreur quasi nulle est obtenue lorsque la discontinuité est située loin de la zone à l'étude [35]. Cette approche est intéressante, car elle est relativement simple à mettre en place, permet l'utilisation de maillages incompatibles et n'affecte pas la précision des résultats aux endroits stratégiques.

Une approche de sous-structuration peut être intéressante dans le cas d'une analyse non-linéaire, car la partie linéaire du modèle est condensée dans un superélément et n'est calculée qu'une seule fois. Par contre, le superélément ne peut pas inclure de matériaux dont le comportement est non-linéaire ou dépend de la température [12]. Un superélément ne pourrait donc pas être utilisé pour modéliser un joint de soudure ayant une loi de

comportement inélastique. Certains auteurs supposent des propriétés linéaires équivalentes pour les joints de soudure moins critiques et les incluent dans le superélément [12, 34].

Une approche de modélisation globale/locale a beaucoup été utilisée par le passé [7]. Elle consiste à utiliser un modèle global grossier pour calculer les conditions d'interfaces d'un modèle local dont le maillage est plus fin et mieux adapté au calcul des métriques désirées. Une telle approche permet d'économiser des ressources de calcul, mais peut induire une erreur si les conditions d'interfaces du modèle local sont trop près de la zone étudiée (principe de Saint-Venant). Une autre approche consiste à modéliser grossièrement les joints de soudure non critiques et à utiliser des propriétés de matériaux équivalents [7].

Certains auteurs utilisent l'hypothèse des petits déplacements pour obtenir la solution numérique [5]. Cette formulation néglige les termes non-linéaires, ce qui rend la solution moins coûteuse à obtenir. Par contre, il y a une perte de précision lorsque les déformations sont grandes. Dans le cas d'analyses non-linéaires, cette erreur s'accumule à chaque itération. Considérant les dimensions caractéristiques, les coefficients de dilatation thermique et la variation de température, il est possible de démontrer par calcul analytique que la déformation dans un joint de soudure situé au coin du module devrait être de l'ordre de 1-5%.

Différents types et formulations d'éléments peuvent être utilisés afin d'optimiser la précision et le temps de résolution d'un modèle éléments finis. Syed [35] a comparé l'utilisation d'éléments hexaédriques linéaires et quadratiques, ainsi que l'utilisation des formulations d'éléments complètes et réduites pour l'analyse d'un assemblage microélectronique. Il a observé que l'utilisation des éléments hexaédriques linéaires avec formulations réduites ou complètes donnait sensiblement la même réponse et nécessitait le même temps de calcul. Par contre, l'utilisation des éléments quadratiques augmente le nombre de degrés de liberté du modèle et la complexité de la formulation des éléments. Pour un nombre d'éléments égal, une augmentation du temps de calcul par un facteur dix a été observée avec les éléments quadratiques [35]. De plus, les différentes formulations d'éléments quadratiques ne donnent pas les mêmes résultats et ne se comparent pas avec les éléments linéaires [35].

Pour la modélisation du comportement inélastique des joints de soudure BGA, une approche courante est de négliger la déformation plastique indépendante du temps lorsque son comportement ne peut être quantifié et de seulement considérer le fluage. Wiese et Rzepka [42] ont vérifié cette hypothèse à l'aide d'essais numériques et ont conclu que l'erreur induite était acceptable lorsque la déformation est relativement lente, soit $\dot{\epsilon} < 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Par contre, ils recommandent d'inclure la contribution de la déformation

plastique indépendante du temps lorsque son comportement est connu puisqu'elle n'affecte pas le temps de calcul [42].

Plusieurs approches sont valables en soi. Darveaux [10] a comparé sept techniques de modélisation différentes pour corréler des données de fissuration. Une surestimation de 700% de la vitesse de propagation a été observée en utilisant les résultats obtenus à partir d'un modèle avec les constantes corrélées à partir d'un autre modèle [10]. Che et Pang sont arrivés à un constat similaire, soit une variation de 25% sur la densité d'énergie de déformation inélastique calculée, en comparant quatre techniques de modélisation [6]. Il est donc primordial de demeurer consistant, peu importe les hypothèses de modélisation utilisées.

2.3 Prédiction de la vie en fatigue

Le développement d'un modèle de prédiction de la vie en fatigue s'effectue en corrélant des résultats de simulations numériques avec des durées de vie expérimentales. Cette section couvre les deux aspects nécessaires au développement d'un tel modèle prédictif, soit les données expérimentales de fatigue thermique et la corrélation des résultats de simulations numériques.

2.3.1 Fiabilité expérimentale des joints de soudure

Lors du développement de nouveaux assemblages microélectroniques, des tests en laboratoire sont effectués pour pallier à l'absence de données de fiabilité en milieu pratique. Pour caractériser la performance en fatigue thermique des joints de soudure, des tests de cyclage thermique accéléré (ATC) sont effectués pour une population de modules microélectroniques sur cartes tels que présentés à la figure 2.4. Les durées de vie obtenues en laboratoire sont ensuite extrapolées aux conditions vues en milieu pratique à l'aide de facteurs d'accélération [8]. Les conditions de test, par exemple les températures ou les temps de transition, sont standardisées par certaines normes telles que JEDEC ou IPC.

Ces assemblages microélectroniques sont équipés de joints de soudure connectés en guirlande, c'est-à-dire formant un circuit électrique en série. La résistance électrique de chaque guirlande est mesurée in-situ ou à intervalles réguliers au cours du test thermique et une défaillance est constatée lorsque la résistance augmente au-delà d'une valeur arbitraire [6, 11, 37]. La défaillance pouvant se situer dans n'importe quel joint de soudure de la guirlande, la pièce doit être retirée du test et analysée à l'aide de tests destructifs pour

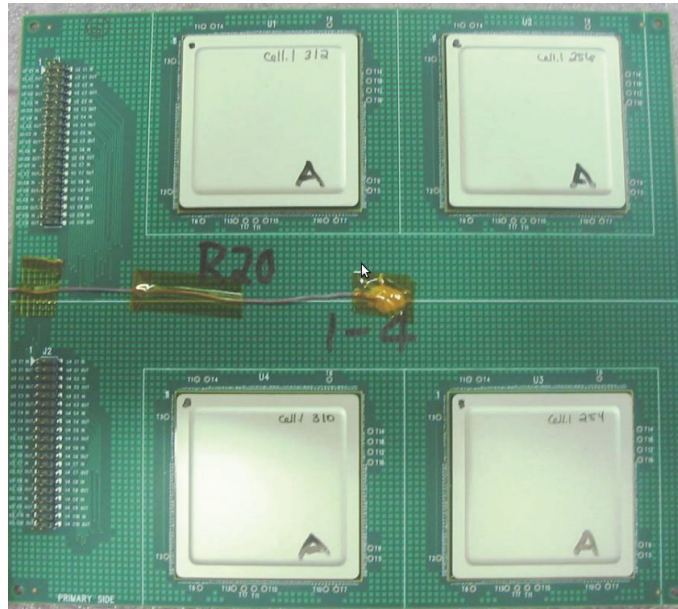


Figure 2.4 Assemblage de quatre modules sur une carte de test ATC [11]

positionner le bris. Il est important de caractériser le mode de défaillance, car des bris peuvent également survenir au niveau du module ou de la carte (par exemple une délamination du substrat). La fiabilité de différentes régions d'un même module peut être étudiée à l'aide de guirlandes indépendantes tel que démontré à la figure 2.5 où chaque couleur représente un circuit indépendant.

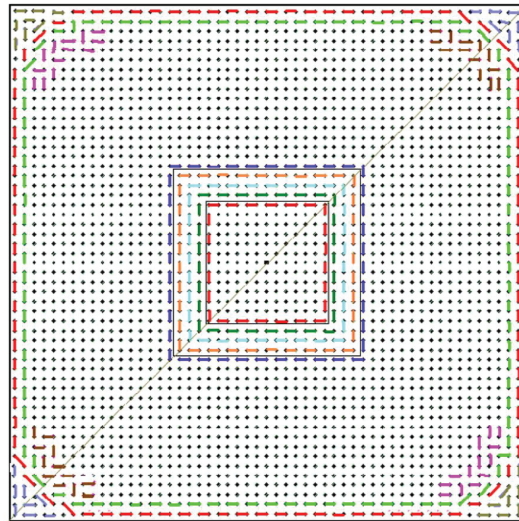


Figure 2.5 Connexions en guirlandes des joints de soudure [11]

Clech *et al.* [9] ont comparé différentes distributions statistiques pour modéliser la vie en fatigue de joints de soudure et ont conclu que la meilleure corrélation est obtenue en assumant une distribution de type Weibull [39] à trois paramètres. Cette distribution est

répandue dans toute la littérature. La fonction de répartition (CDF) de la distribution Weibull est donnée par l'équation 2.7, où β est le paramètre de forme, λ est le paramètre d'échelle et θ est le paramètre de position ou le temps minimal sans défaillance.

$$F(N) = \begin{cases} 0 & \text{pour } N \leq \theta \\ 1 - \exp \left[- \left(\frac{N-\theta}{\lambda} \right)^\beta \right] & \text{pour } N > \theta \end{cases} \quad (2.7)$$

L'indicateur N_{50} est couramment utilisé pour quantifier la performance en fatigue. Il est déterminé à l'aide de la distribution statistique et correspond au nombre de cycles nécessaires pour que 50% des pièces de la population testée soient défaillantes. La durée de vie caractéristique, qui est donnée par $\lambda + \theta$ et correspond au nombre de cycles pour une CDF de 63.2%, est également utilisée.

Les fissures sont mesurées typiquement à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB). Les assemblages sont encapsulés à froid dans un époxy et une coupe transversale est effectuée selon une trajectoire préétablie. Les fissures sont mesurées dans le plan de coupe. Cette méthode, appelée coupe transversale ou *cross-section*, permet seulement d'avoir une vue 1D de la fissure, ce qui peut ne pas être représentatif dépendamment de la trajectoire de propagation.

Une autre méthode, appelée coloration-et-écartement ou *Dye-and-Pry*, consiste à tremper l'assemblage dans une teinture, puis à le cisailier. Les fissures, étant d'une couleur distincte, sont facilement visibles au microscope. Cette méthode permet d'avoir une vue 2D des fissures. Par contre, l'intégrité des joints de soudure peut être affectée par le processus de séparation du module de la carte.

Caers *et al.* ont étudié la relation entre la résistance électrique d'une soudure et l'aire de la fissure obtenue par coloration-et-écartement [4]. Ils utilisent la méthode des éléments finis pour simuler différentes fissures et en mesurer la résistance électrique. Une telle relation permet de connaître et suivre l'état d'une fissure sans utiliser une méthode d'analyse destructive. La résistance électrique augmente exponentiellement en fonction de l'aire de la fissure.

2.3.2 Corrélation avec résultats numériques

Deux types de modèles sont typiquement utilisés dans l'industrie pour la prédiction de la durée de vie en fatigue thermique, soient les modèles basés sur la déformation inélastique et sur la densité d'énergie [23]. Les constantes de ces modèles sont obtenues par compa-

raison des durées de vie expérimentales avec les métriques calculées numériquement par la méthode des éléments finis [34]. La précision des modèles éléments finis n'étant pas absolue, les constantes corrélées dépendent fortement des hypothèses de modélisation (p. ex. la loi de comportement utilisée pour les joints de soudure).

Les modèles de fatigue utilisés sont typiquement des variations de la loi de Coffin-Manson reliant la durée de vie moyenne de la population à une métrique quelconque telle que la déformation inélastique ou la densité d'énergie de déformation accumulée par cycle thermique. Ces métriques sont calculées aux interfaces des joints de soudure où les fissures sont réputées se propager. Or, pour remédier aux cas extrêmes observés, des métriques moyennes sont utilisées. Ces moyennes pondérées par le volume des éléments sont calculées sur une fine couche d'environ $25\ \mu\text{m}$ à l'interface des joints de soudure ayant une discrétisation minimale de deux éléments sur l'épaisseur [10, 12]. Plusieurs auteurs incluent des paramètres supplémentaires dans leur modèle, telles la fréquence du chargement cyclique [5], la déformation normale en compression [37] ou la vitesse de propagation des fissures [10].

En général, les métriques maximales sont observées sous le rebord de la puce. Cette tendance s'explique par le fait que l'écart entre les coefficients de dilatation thermique de la puce et du substrat est très important comparativement à celui entre la carte et le substrat [37]. Par conséquent, certains auteurs associent la durée de vie de l'assemblage microélectronique à la durée de vie du joint de soudure le plus sollicité, soit celui situé directement sous le coin de la puce de silicium.

La figure 2.6 présente une corrélation typique entre les durées de vie expérimentales et les métriques calculées pour un cycle thermique. La durée de vie expérimentale correspond au nombre de cycles thermiques devant être effectués pour que la moitié de la population testée soit défaillante. Différents états initiaux peuvent être utilisés pour la simulation du cyclage thermique. Or, il a été démontré qu'après un certain temps, les métriques moyennes accumulées par cycle convergent vers la même valeur indépendamment de la condition initiale [12]. Un nombre minimal de cycles thermiques sont donc simulés avant d'extraire la métrique servant à la prédiction de la durée de vie. Cette approche permet typiquement de prédire les résultats expérimentaux en fatigue thermique à l'intérieur d'une marge d'erreur de 25% [34].

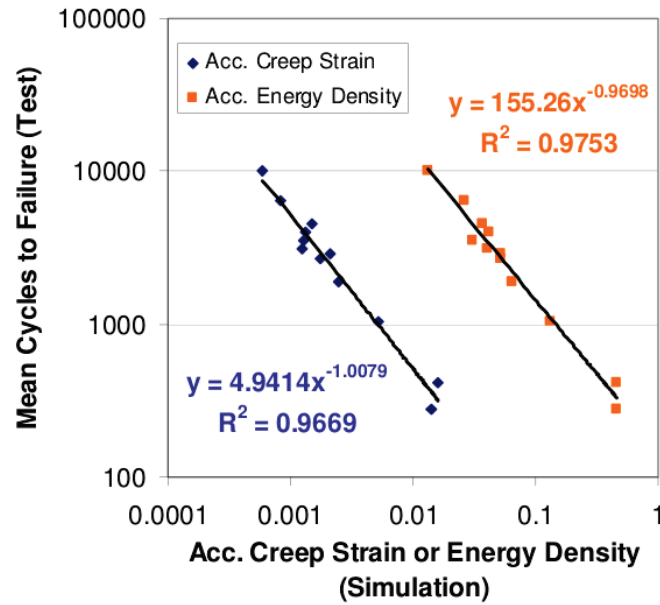


Figure 2.6 Corrélation typique de résultats en fatigue [35]

2.4 Définition et objectifs du projet de recherche

Le projet de recherche vise à répondre à la question suivante : est-il possible d'établir une corrélation empirique entre la durée de vie utile d'un assemblage microélectronique soumis à un chargement thermique cyclique et une métrique quelconque (p. ex. la contrainte de von Mises) calculée par la méthode des éléments finis dans les joints de soudure après le processus d'attachement à la carte ?

L'objectif général du projet est donc de vérifier s'il existe une corrélation entre l'état des joints de soudure après le processus d'attachement à une carte et la durée de vie en fatigue thermique de l'assemblage microélectronique. Les objectifs spécifiques sont définis comme suit :

- Développer une méthode de calcul, à l'aide du logiciel commercial ANSYS Mechanical, permettant de simuler le processus d'attachement d'un module à une carte avec une précision suffisante et un temps de calcul raisonnable ;
- Calibrer et valider la précision de la méthode en comparant les déplacements calculés par le modèle numérique à des mesures expérimentales de gauchissement ;
- Étudier les relations entre les diverses métriques obtenues dans les joints de soudure par simulation du processus d'assemblage à la carte et les durées de vie en fatigue obtenues expérimentalement.

Un objectif secondaire est d'étudier la corrélation entre les métriques accumulées par cycle thermique et les durées de vie en fatigue obtenues expérimentalement. Cet objectif vise à faire un parallèle entre les travaux présentés à la section 2.3 et la présente méthode.

Ce projet se distingue des autres travaux dans le domaine par son chargement différent et par l'utilisation d'un modèle numérique partiellement validé par des mesures expérimentales. Une corrélation entre l'état des joints de soudure après l'assemblage à la carte et la durée de vie expérimentale éliminerait le besoin de simuler le test de fatigue thermique. Le temps de calcul serait alors diminué, ce qui contribuerait à une réduction du temps de développement de nouveaux produits. De plus, une validation des déplacements numériques permettrait d'augmenter la précision du modèle, ce qui devrait se refléter dans l'exactitude des résultats extraits des joints de soudure.

Le chapitre sur la méthodologie présente tout d'abord l'approche utilisée pour modéliser les assemblages microélectroniques et extraire les différents types de données expérimentales. Le chapitre sur les résultats présente ensuite la corrélation entre les résultats numériques et les données expérimentales.

CHAPITRE 3

MÉTHODOLOGIE

Le chapitre sur la méthodologie est divisé en deux parties. La première, soit la section 3.1, présente l’approche de modélisation utilisée pour simuler le processus d’assemblage d’un module à la carte et extraire les métriques dans les joints de soudure. La deuxième partie, soit la section 3.2, présente la méthodologie employée pour recueillir et analyser les données expérimentales servant à la validation et à la corrélation du modèle numérique.

3.1 Modélisation par éléments finis

Cette section décrit la méthodologie utilisée pour développer les modèles d’éléments finis, simuler les procédés d’assemblage et extraire les résultats. Tout d’abord, les techniques de maillage et les astuces de modélisation employées sont exposées. Ensuite, les modèles et propriétés des matériaux constituant les assemblages microélectroniques sont listés. Puis, les hypothèses posées et les cas de charge mis en oeuvre pour reproduire numériquement les procédés d’assemblage sont énoncés. Finalement, la stratégie de post-traitement développée pour extraire les résultats est détaillée.

Les simulations sont effectuées à l’aide d’ANSYS v14 sous Ubuntu 12.04. L’analyse est transitoire et la méthode de résolution est implicite. L’hypothèse des petites déformations et petits déplacements est utilisée pour minimiser le temps de calcul. La déformation dans les joints de soudure est de l’ordre de 5%.

3.1.1 Maillage

Les modèles sont créés à l’aide du logiciel PACK [36], une application Python développée à l’interne par IBM Bromont pour l’analyse par éléments finis de modules microélectroniques. Le logiciel PACK permet de générer le code APDL utilisé par ANSYS pour la préparation du modèle et l’analyse des résultats. Chacune des composantes du module microélectronique (p. ex. la puce de silicium, l’adhésif époxy ou le substrat) correspond à un objet Python. Leurs dimensions et matériaux sont déclarés lorsqu’elles sont ajoutées au modèle. PACK positionne automatiquement chaque composante relativement aux autres dans le module microélectronique. Une taille de maillage est définie globalement pour le

modèle, et localement pour les points d'intérêt. La figure 3.1 présente un maillage typique de quart de symétrie de module généré par PACK.

Les dimensions caractéristiques des différents assemblages microélectroniques étudiés sont données au tableau 3.1. Chacune des cellules correspond à une configuration différente d'assemblage. Selon les configurations, différents matériaux sont utilisés pour l'interface thermique (TIM), l'adhésif à base de silicone et la carte. Les propriétés mécaniques de ces matériaux sont indiquées au tableau 3.3 présenté à la section 3.1.2. Tous les capots de cuivre sont conçus en un seul morceau (1PL), à l'exception de celui de la cellule 7 qui est en deux morceaux (2PL).

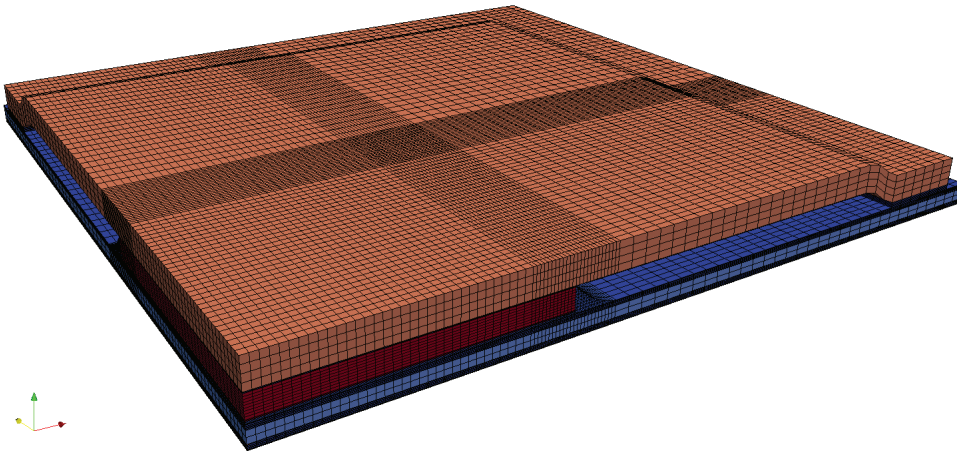


Figure 3.1 Maillage typique d'un module microélectronique

Le maillage est constitué en quasi-totalité d'éléments hexaédriques linéaires, à l'exception du filet d'adhésif époxy qui est en prismes triangulaires quadratiques. Les éléments ANSYS utilisés pour les hexaèdres et prismes triangulaires sont, respectivement, les *SOLID185* à formulation de déformation augmentée et les *SOLID186* dégénérés à formulation réduite. Ces formulations d'éléments assurent que la rigidité en cisaillement n'est pas surestimée. Les noeuds aux interfaces des différentes composantes du module sont concourants. Des relations de cinématique sont utilisées pour coupler les noeuds milieux des éléments quadratiques du filet aux noeuds en coin des éléments linéaires du substrat. Le déplacement de ces noeuds milieux est donc une interpolation linéaire du déplacement des noeuds en coin, ce qui assure la continuité à l'interface. La figure 3.2 présente une vue de coupe du maillage centré sur le filet d'adhésif époxy.

Le module est relié à la carte par une matrice de joints de soudure (BGA). La figure 3.3 présente une vue rapprochée de la coupe transversale d'un joint de soudure typique. Des masques peuvent être utilisés au niveau de la carte ou du module pour prescrire le diamètre

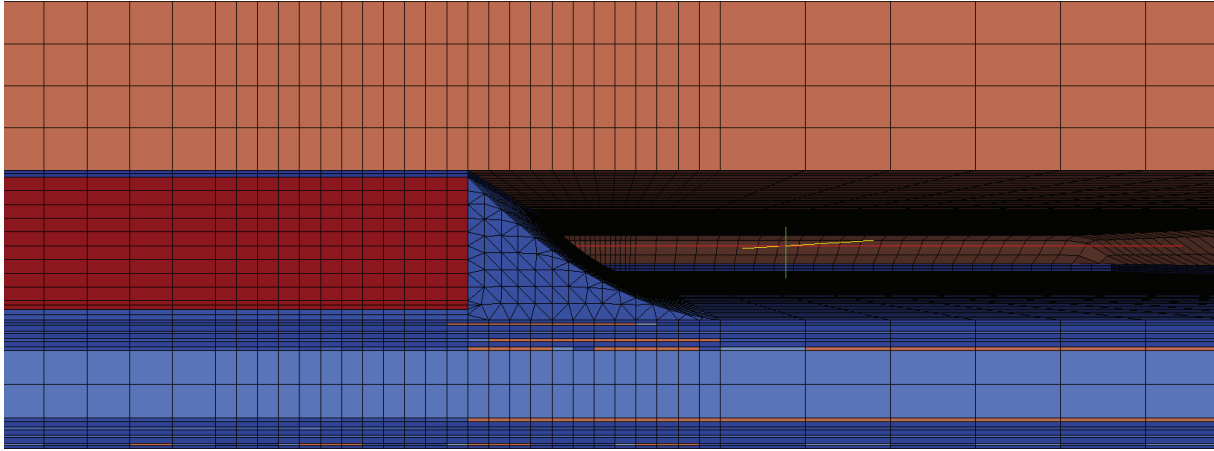


Figure 3.2 Vue de coupe d'un maillage de module microélectronique

Tableau 3.1 Assemblages microélectroniques étudiés

Cellule	Dimensions [mm]				Matériaux*		
	Largeur puce	Épaisseur capot	Épaisseur substrat	Épaisseur carte	TIM	Adhésif silicone	Carte
1	19	2.0	0.86	2.4	A	A	C
1B	19	2.0	0.86	3.2	A	A	B
2A	19	0.5	0.86	2.4	A	A	C
2C	19	0.5	0.86	3.2	A	A	B
4	19	Aucun	0.86	2.4	A	A	C
4B	19	Aucun	0.86	3.2	A	A	B
5	11	1.0	0.86	2.4	A	A	C
6A	19	1.0	0.86	2.4	A	A	C
7	19	1.0 (2PL)	0.86	2.4	A	A	C
8	19	1.0	0.76	3.2	B	B	A
9	19	1.0	0.95	3.2	B	B	A
10	20	1.0	0.76	3.2	B	B	A
10B	20	1.0	0.76	3.2	B	C	A
11	20	1.0	0.95	3.2	B	B	A
11B	20	1.0	0.95	3.2	B	C	A
11C	20	2.0	0.95	3.2	B	B	A
12	21	1.0	0.76	2.3	B	B	A

* A, B et C représentent différents matériaux dont les propriétés sont données au tableau 3.3 pour chaque composante de l'assemblage.

des joints à l'interface. Dans le cas de la figure 3.3, le diamètre du joint est prescrit par un masque au niveau du module (haut) et libre au niveau de la carte (bas). Le diamètre du bas est approximé en prenant la mesure au niveau du coussinet.

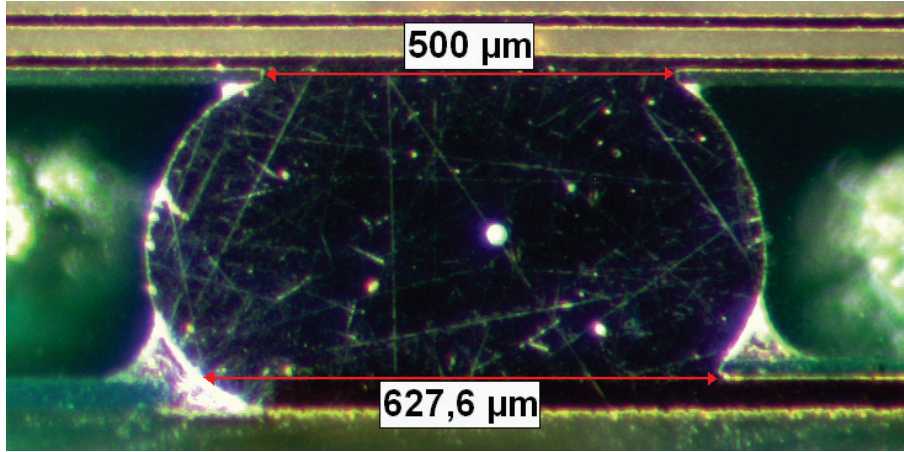
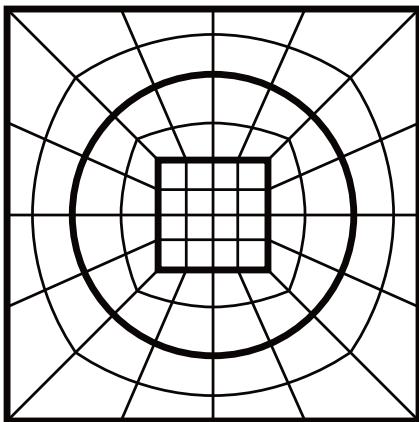
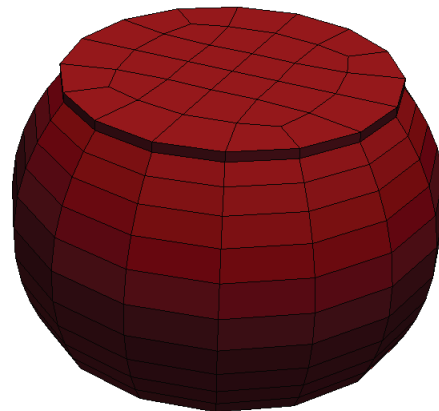


Figure 3.3 Vue rapprochée d'une coupe transversale d'un joint de soudure

Tous les BGA de l'assemblage sont supposés identiques. Le logiciel Surface Evolver [2] est utilisé pour déterminer la géométrie du joint de soudure. L'énergie de la surface est minimisée pour des contraintes données, soit les rayons du haut et du bas, le volume de soudure et la tension de surface. La hauteur totale et les rayons intermédiaires du joint sont ainsi obtenus. Un maillage structuré de type *O-grid*, tel que schématisé à la figure 3.4a, est façonné dans le plan normal à l'axe du joint et balayé suivant l'axe pour générer le maillage volumique des BGA. La résolution dans l'axe du joint est biaisée pour avoir des éléments plus fins près des interfaces. Le maillage typique d'un joint de soudure est présenté à la figure 3.4b.



(a) Transformation de type *O-grid*



(b) Maillage typique d'un BGA

Figure 3.4 Approche de maillage structuré pour les joints de soudure

Puisque les résultats sont analysés aux interfaces des BGA, le maillage est continu entre la carte, le joint de soudure et le substrat du module. Tel qu'illustré à la figure 3.5, le motif des éléments de la soudure est transposé dans la carte et le module. Une transition de type *O-grid* est utilisée entre le maillage curvilinéaire des BGA et les maillages rectilinéaires du module et de la carte.

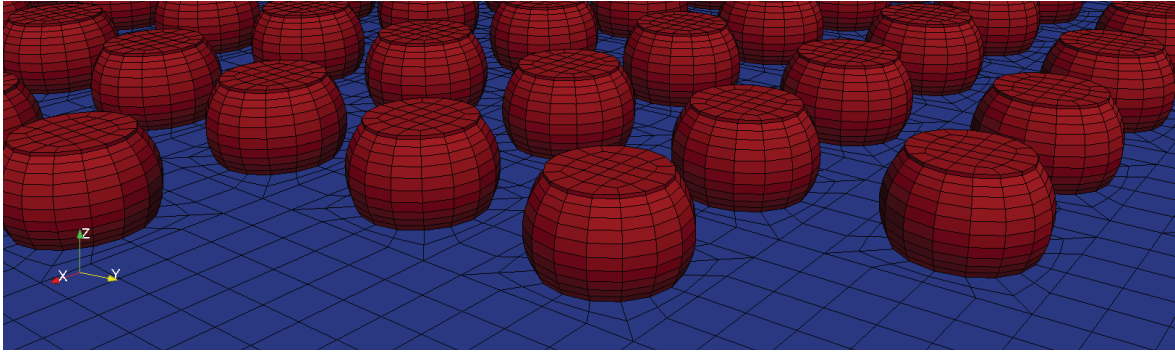


Figure 3.5 Jonction entre les maillages des joints de soudure et de la carte

Pour réduire la taille des modèles d'assemblage à la carte, les maillages du substrat du module et de la carte sont incompatibles. Des équations de contraintes (CE) sont utilisées pour joindre la région plus dense marquée par l'empreinte des BGA à sa contrepartie rectiligne. Les discontinuités dans le maillage d'assemblage à la carte peuvent être observées à la figure 3.6. Pour tous les maillages d'assemblage à la carte, le module est coupé au centre de l'âme (*core*) du substrat et la carte est coupée au tiers supérieur de sa hauteur.

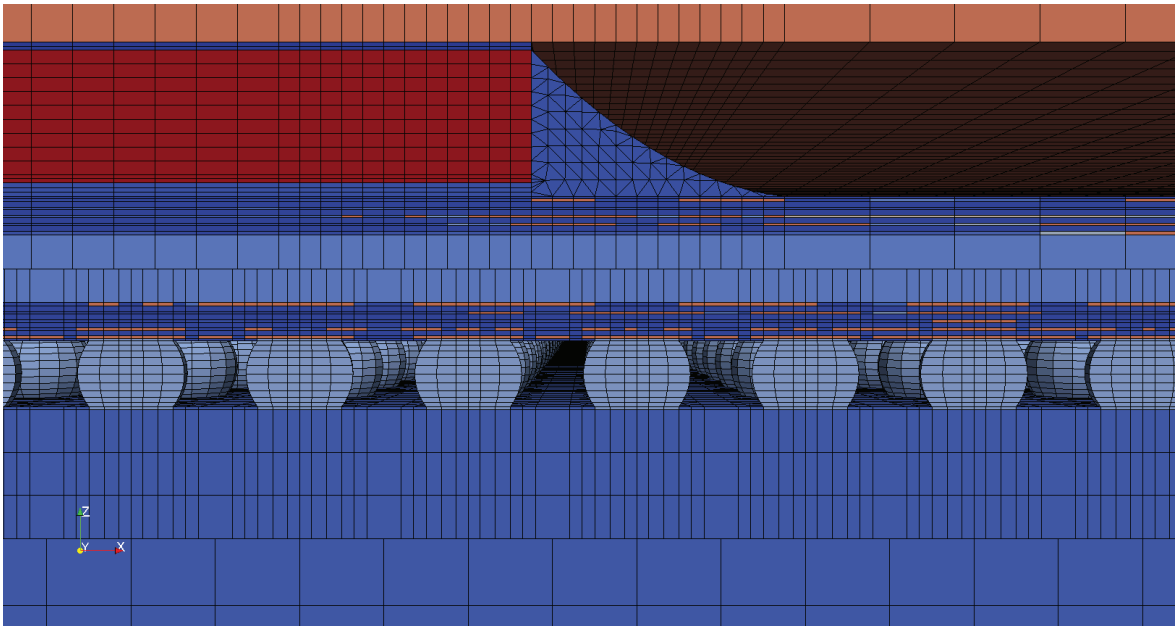


Figure 3.6 Vue de coupe d'un maillage d'assemblage à la carte

3.1.2 Matériaux

Compte tenu de la nature diversifiée des matériaux présents dans un assemblage micro-électronique, cette sous-section passe en revue les différentes lois de comportement et hypothèses posées pour chacune des composantes. Le tableau 3.2 synthétise les différents types de matériaux utilisés pour la simulation du processus d'assemblage. La dernière colonne du tableau 3.2 indique si le modèle de matériau est dépendant de la température.

Tous les matériaux utilisés dans l'assemblage microélectronique, à l'exception des joints de soudure, sont supposés élastiques. Cette hypothèse permet, dans le cas d'un chargement en température du module seul, de négliger la variation des propriétés mécaniques en fonction de la température et d'utiliser la température finale comme température de référence, soit 25°C. Dans ce cas, la solution aux températures intermédiaires peut être erronée, mais la solution finale est valide. Les propriétés mécaniques des matériaux élastiques sont répertoriées au tableau 3.3. Les modules de Young et les coefficients de dilatation thermique du TIM, de l'adhésif silicone et de la carte sont normalisés. Les propriétés mécaniques des différentes cartes sont similaires. Toutefois, le module de Young peut varier respectivement d'un ordre et de deux ordres de grandeur pour le TIM et l'adhésif silicone.

Le semi-conducteur, ou puce de silicium, est considéré comme étant un bloc de silicium pure. Le capot protecteur est fabriqué en cuivre. Les adhésifs reliant le capot protecteur au substrat du module sont constitués de différents silicones, alors que l'adhésif liant mécaniquement la puce de silicium au substrat est un époxy. Cet adhésif époxy structural étant beaucoup plus rigide que la matrice de perles de soudure (C4) qu'il protège, cette dernière n'est pas considérée dans le modèle numérique. Pour des raisons de confidentialité, les propriétés mécaniques de l'adhésif époxy sont omises du tableau 3.3.

L'alliage SAC305, ou Sn-3.0Ag-0.5Cu, est utilisé dans tous les joints de soudure des assemblages testés. Tel que démontré à la section 2.1, ce type d'alliage a un comportement

Tableau 3.2 Types de matériaux utilisés

Composante	Matériau	Modèle	Température
Puce	Si	Élastique linéaire isotropique	Non
Capot	Cu	Élastique linéaire isotropique	Non
Adhésif époxy	Époxy	Élastique linéaire isotropique	Non
Adhésif silicone	Silicone	Élastique linéaire isotropique	Non
TIM	Silicone	Élastique isotropique, avec contacts	Non
Substrat	FR-4/Cu	Élastique linéaire orthotropique	Non
BGA	SAC305	Viscoplastique	Oui
Carte	FR-4/Cu	Élastique linéaire isotropique	Non

Tableau 3.3 Propriétés mécaniques des matériaux élastiques

Composante	Module de Young	Coefficient de Poisson	Coefficient de dilatation thermique
Capot de cuivre	119522 MPa	0.35	16.5 ppm/°C
TIM A	1	0.3	1
TIM B	30	0.3	0.51
Puce de silicium	152960 MPa	0.17	3.5 ppm/°C
Adhésif silicone A	1	0.3	1
Adhésif silicone B	0.92	0.3	0.89
Adhésif silicone C	738	0.3	0.17
Carte A	1	0.15	1
Carte B	0.78	0.15	0.99
Carte C	0.81	0.15	0.97

viscoplastique et des propriétés mécaniques variables en fonction de la température. Les propriétés élastiques proviennent de la littérature [37] et sont exprimées par les équations 3.1 et 3.2. Celles-ci sont valides pour une plage de température allant de -55°C à 160°C. Un coefficient de Poisson de 0.35 est utilisé. Les unités du module de Young E , de la température T et du coefficient de dilatation thermique CTE sont respectivement des GPa, des degrés Celcius (°C) et des ppm/°C.

$$E = 49 - 0.07T \quad (3.1)$$

$$CTE = 21.301 + 0.017T \quad (3.2)$$

Bien que ces constantes soient dérivées pour l'alliage SAC405, les deux compositions sont quasi eutectiques et leur comportement est supposé similaire. La viscoplasticité du matériau est modélisée par la loi de fluage de Norton présentée à la section 2.1.2. La plasticité indépendante du temps est négligée puisqu'elle est difficilement quantifiable et que les vitesses de déformation en jeu sont relativement lentes ($\dot{\epsilon} < 10^{-3} \text{ s}^{-1}$). Cette hypothèse a été vérifiée par Wiese et Rzepka [42] et par calculs simples. Le fluage des joints de soudure étant difficilement quantifiable expérimentalement, une approche itérative est utilisée pour déterminer les constantes de la loi de comportement viscoplastique. Cette méthode est présentée à la section 3.2.2 et les paramètres de fluage obtenus sont donnés au tableau 4.1.

Les substrats de modules et les cartes analysés dans le cadre du projet de recherche sont des composites de cuivre (renfort) et de matériau organique (matrice) tel le FR4. Une approche

différente est utilisée pour chacun des composites puisque les substrats sont développés directement à l'interne par IBM, tandis que les cartes proviennent de fournisseurs externes. Pour les substrats, des propriétés mécaniques équivalentes pour chacun des éléments sont déterminées à l'aide d'une routine PACK [36]. La distribution de cuivre de chacune des couches est superposée sur le maillage et la fraction volumique de renfort dans chacun des éléments est évaluée. Les rigidités, coefficients de Poisson et coefficients de dilatation thermique équivalents sont calculés par la règle des mélanges. Une distribution de cuivre typique et sa distribution de rigidité équivalente est illustrée à la figure 3.7. Bien qu'un matériau isotropique soit assigné à chaque élément du substrat, l'orthotropie globale du substrat est modélisée.

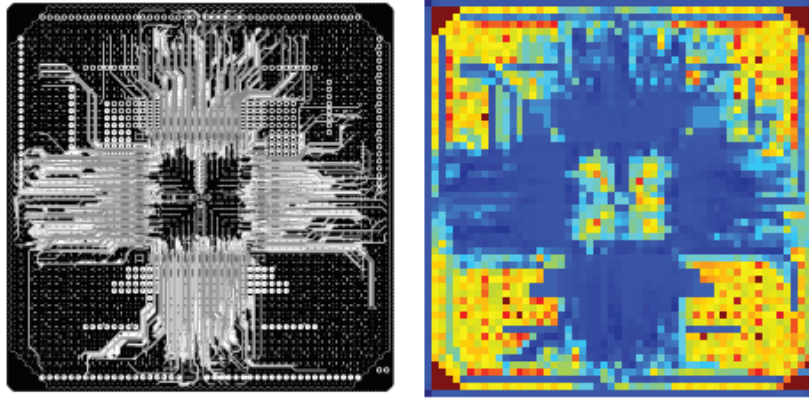


Figure 3.7 Distribution de cuivre typique (gauche), module d'élasticité correspondant (droite) [36]

Les propriétés mécaniques des cartes sont obtenues expérimentalement. Les échantillons de test sont prélevés à divers endroits sur les cartes. Les coefficients de dilatation thermique sont mesurés à l'aide d'un analyseur thermomécanique (TMA) Q400 de TA Instruments. Tel que présenté à la figure 3.8, le coefficient de dilatation thermique est pratiquement constant en bas de 150°C et en haut de 200°C . En fonction des différents projets, les modules de Young sont mesurés à l'aide d'un rhéomètre ARES ou d'un analyseur mécanique dynamique (DMA) Q800 de TA Instruments. Les propriétés mécaniques de la carte sont supposées isotropiques et indépendantes de la température.

Les propriétés mécaniques du matériau de l'interface thermique (TIM) proviennent directement des fournisseurs ou de mesures effectuées à l'interne par IBM. Tel qu'indiqué à la section 3.2.1 et démontré à la section 4.1.1, la rigidité du TIM a un impact important sur le gauchissement du module microélectronique et elle doit être ajustée conséquemment pour que le modèle reproduise les résultats expérimentaux. Le matériau employé est élastique linéaire, mais il est utilisé en tandem avec des éléments de contact 1D pour reproduire

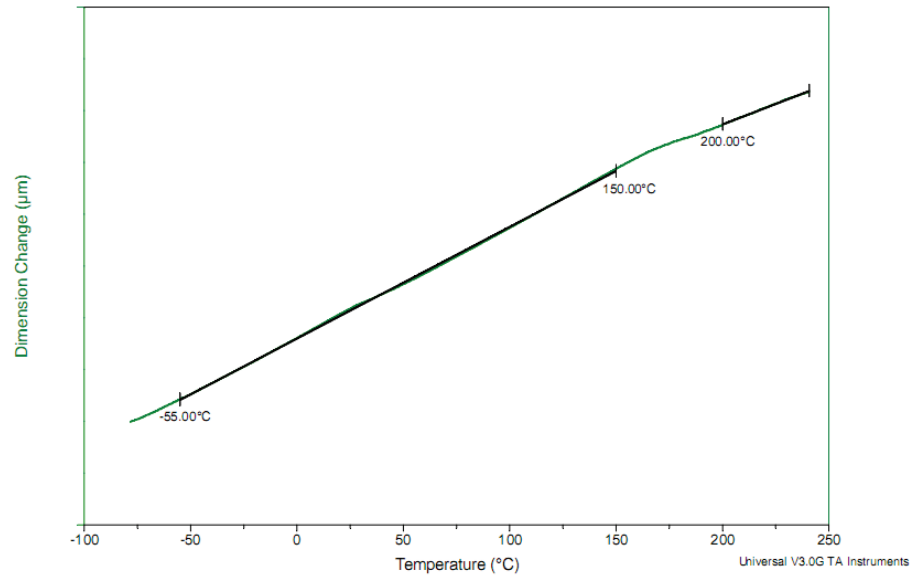


Figure 3.8 Exemple de résultat obtenu au TMA pour la mesure du coefficient de dilatation thermique (CTE)

la présence de billes métalliques dans la matrice de silicone. Les éléments de contact empêchent l'affaissement de la pâte thermique sous un seuil minimum lorsque cette dernière est sollicitée en compression.

3.1.3 Hypothèses utilisées

Cette section explique les hypothèses posées pour pallier à la variabilité et au manque d'information concernant la forme à haute température des composantes, ainsi que le temps de relaxation des assemblages analysés.

Forme initiale des composantes

Une des hypothèses du projet de recherche est que la variation de hauteur des BGA sur la diagonale provient du fluage dans les joints de soudure et de contraintes résiduelles associées à l'assemblage de diverses composantes. Cette supposition est basée sur l'observation que les surfaces de contact du module et de la carte à haute température diffèrent des mesures de hauteur des BGA à basse température.

La figure 3.9 présente la gauchissement de la couche inférieure, ou *bottom surface metallurgy* (BSM), d'un module de la cellule 8 à 200°C. Cette mesure expérimentale est prise à haute température à l'aide d'un TherMoiré AXP d'Akrometrix. La résolution de l'appareil dans le plan XY n'est pas suffisante pour discerner précisément les détails en surface (p.

ex. coussinet de cuivre), mais le gauchissement global des pièces est bien capté. Le BSM du module est concave vers le haut à la température de solidification des joints de soudure.

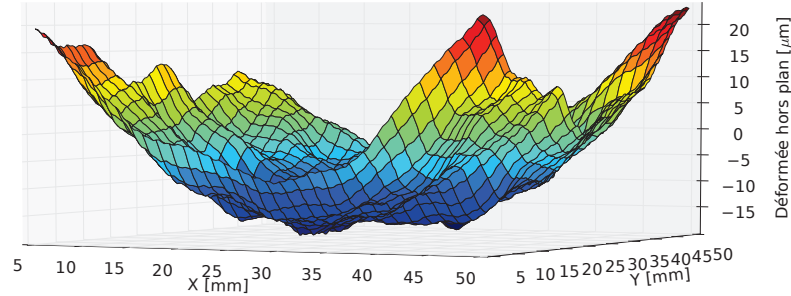


Figure 3.9 Allure du BSM d'un module de la cellule 8 à 200°C

La figure 3.10 illustre le gauchissement de la couche supérieure, ou *top surface metallurgy* (TSM), d'une carte à 200°C. La surface est tordue, ce qui signifie que l'une des diagonales est concave vers le haut et l'autre est concave vers le bas.

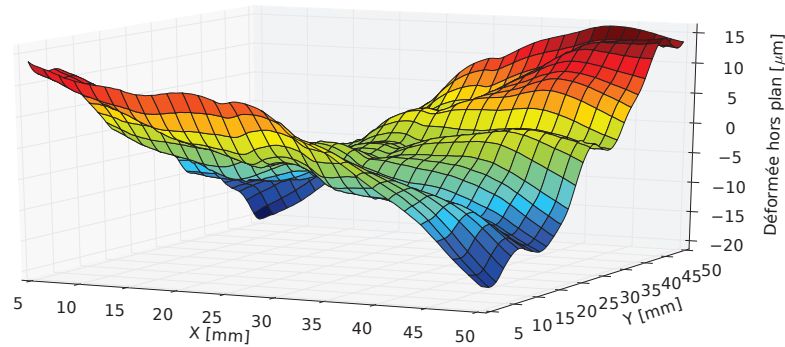


Figure 3.10 Forme typique du TSM d'une carte à 200°C

Dans l'éventualité où les diagonales du module et de la carte sont concaves vers le haut, la répartition de hauteur des joints de soudure devrait être pratiquement uniforme au moment de la solidification. Par ailleurs, si la diagonale de la carte est concave vers le bas, la distribution de hauteur des BGA aura l'allure d'une parabole ouverte vers le haut. Cette dernière possibilité est schématisée à la figure 3.11. Les mesures expérimentales présentées à la section 4.1.2 indiquent que la distribution de hauteur des BGA sur la diagonale a plutôt l'allure de la courbe illustrée à la figure 3.11c. Il est donc supposé que la distribution de hauteur des joints de soudure est dictée par les contraintes résiduelles internes à température ambiante, et non par la forme des interfaces à haute température.

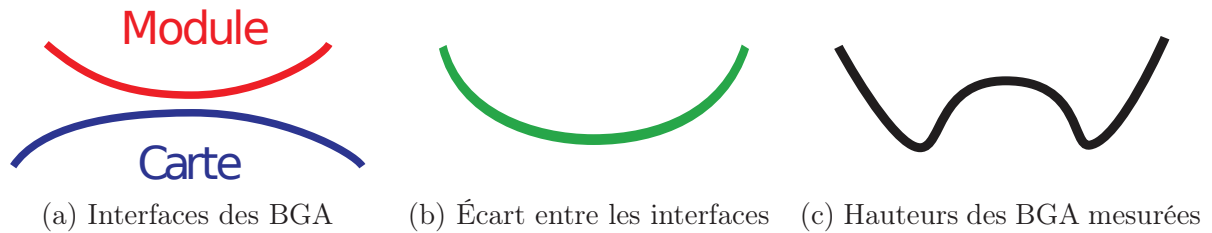


Figure 3.11 Schématisation de la forme des interfaces des BGA à 217°C et de la distribution des hauteurs sur la diagonale à température ambiante

Pour simplifier le modèle et pallier au fait que la forme initiale des interfaces avec les joints de soudure est inconnue, il est supposé que le module et la carte sont parfaitement coplanaires à haute température. Par conséquent, la température de contrainte résiduelle nulle dans les soudures doit être identique à celle du module. Cette approche néglige tout phénomène physique se produisant entre la température de solidification des BGA et la température de cuisson de l'adhésif époxy sous la puce de silicium, soit 217°C et 150°C, respectivement.

L'hypothèse posée implique que le principe de superposition linéaire s'applique. Ce principe suppose que la fonction de transfert du système est la même peu importe la condition initiale, donc que les déplacements calculés avec une carte initialement tordue sont les mêmes qu'avec une carte initialement droite.

Temps de relaxation

Une autre hypothèse est que la relaxation de l'assemblage microélectronique se produit dans les trois premiers mois suivants la solidification des joints de soudure. Une fois cette période de relaxation terminée, la forme des composantes de l'assemblage demeure pratiquement inchangée en fonction du temps. La figure 3.12 illustre l'évolution temporelle du gauchissement d'un substrat après l'assemblage à la carte d'un module de la cellule 9. La méthode de mesure est présentée à la section 3.2.1.

Le gauchissement du pourtour change rapidement dans les premiers jours, pour ensuite se stabiliser après trois mois. Il est supposé que la relaxation de l'assemblage à température ambiante est principalement attribuable au caractère viscoplastique de l'alliage Sn-Ag-Cu dans les joints de soudure. Par conséquent, la distribution finale de hauteur des BGA est atteinte après trois mois de relaxation à 25°C.

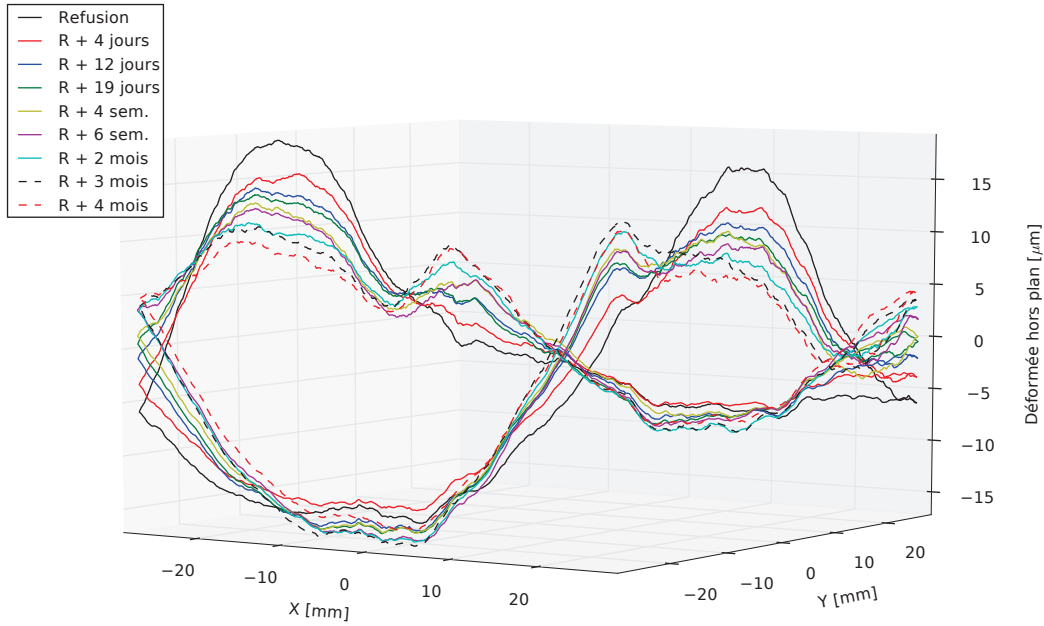


Figure 3.12 Mesures de gauchissement prises au FRT sur le dessus du pourtour du substrat du module d'un assemblage à la carte de la cellule 9

3.1.4 Conditions frontières et chargements thermiques

Le modèle par éléments finis est utilisé pour simuler trois différents phénomènes physiques, soit l'encapsulation du module, la relaxation de l'assemblage à la carte et le cyclage thermique de l'assemblage à la carte. Dans tous les cas, seulement le quart du module ou de l'assemblage est modélisé avec des conditions de symétrie. Cinq des six mouvements rigides du modèle sont ainsi contraints, soit les deux translations dans le plan et les trois rotations. La dernière translation est bloquée en imposant un déplacement vertical nul sur l'un des noeuds au centre de l'assemblage où se croisent les deux plans de symétrie. La position de la contrainte verticale n'influence pas les résultats puisque seule une sollicitation thermique est considérée et le modèle est libre de se déformer.

L'état de contrainte résiduelle nulle du module est dicté par la cuisson de l'adhésif époxy, puisque ce dernier agit comme lien structural entre la puce de silicium et le substrat. Il est donc supposé que les composantes du module sont parfaitement coplanaires à la température de cuisson, c'est-à-dire 150°C. Une fois que l'adhésif est cuit, l'abaissement de température génère des contraintes résiduelles dues aux différences des expansions thermiques entre les composantes. L'adhésif étant un thermodurcissable, c'est également le cas pour les élévations de température au-dessus du point de cuisson. L'encapsulation du

module est simulée en imposant un changement de température de 150°C à 25°C à un module coplanaire dont les propriétés de matériaux sont celles à l'état cuit.

La relaxation de l'assemblage microélectronique débute à la suite du procédé de refusion où la matrice de BGA établit le lien mécanique entre le module et la carte. La refusion doit donc être modélisée afin d'établir l'état de contraintes résiduelles dans l'assemblage à température ambiante, et ainsi permettre la relaxation. Un profil de température mesuré lors de la refusion d'un assemblage à la carte typique est illustré à la figure 3.13. Chacune des courbes tracées correspond à un point de mesure différent sur l'assemblage. Seul le refroidissement après la solidification des joints de soudure, soit la région encadrée en rouge, est considéré pour la simulation du procédé de refusion. La courbe de température est bilinéaire dans cette zone puisqu'elle correspond à la transition entre la dernière chambre du four et l'aire de refroidissement externe.

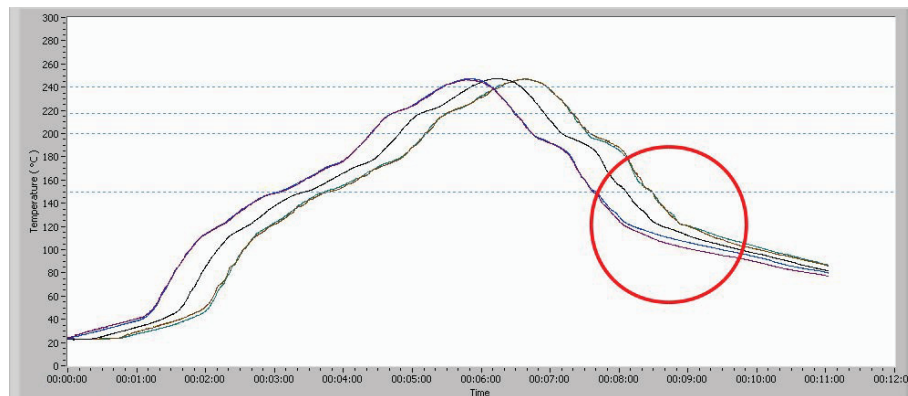


Figure 3.13 Profils de température mesurés à différents emplacements lors de la refusion d'un assemblage à la carte

La figure 3.14 présente le profil de température utilisé pour simuler la refusion et la relaxation d'un assemblage à la carte. Telle qu'indiquée à la section 3.1.3, la température de contraintes résiduelles nulles dans tout l'assemblage est posée à 150°C. Par la suite, la température est descendue à 25°C, puis tenue constante pour la relaxation. Le temps de relaxation exacte des cellules 8, 10, 10B, 11 et 12 utilisées pour les coupes transversales à la section 3.2.2 est inconnu. Toutefois, il est supposé qu'il n'y a pratiquement plus de relaxation après trois mois et ces pièces ont été entreposées plus longuement dans un cabinet d'air sec. Par conséquent, un temps de relaxation de trois mois est simulé.

Les tests de fatigue sont simulés en ajoutant un minimum de trois cycles thermiques à la suite de la période de relaxation. La figure 3.15 illustre le profil de température imposé à l'assemblage. Ce profil est calqué sur des mesures de thermocouples collés sur les assemblages et il respecte la norme JEDEC. Chaque cycle thermique dure environ 30

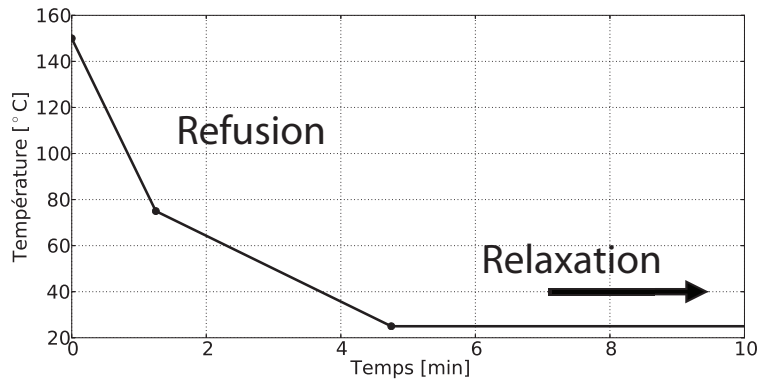


Figure 3.14 Profil de température simulé pour la refusion et relaxation d'un assemblage à la carte

minutes. Les cellules 1 à 7 ont été entreposées 25 jours entre la refusion et le début du test de fatigue thermique, alors que les cellules 10 à 12 ont été stockées 10 jours avant le début du test de fatigue. Les temps d'entreposage respectifs sont utilisés pour simuler la relaxation de ces assemblages.

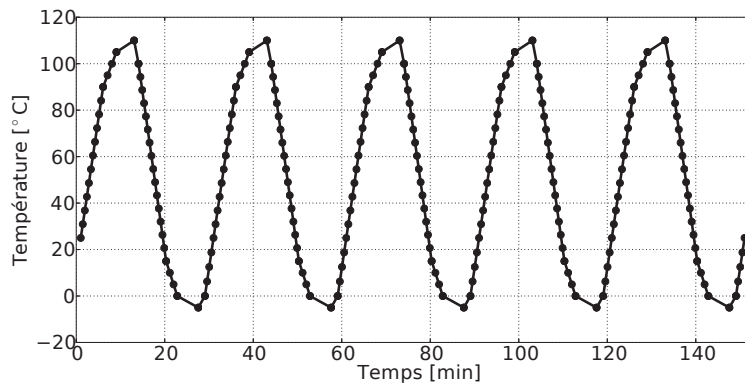


Figure 3.15 Profil de température simulé pour le cyclage thermique d'un assemblage à la carte

3.1.5 Post-traitement des résultats

Deux types de résultats numériques sont utilisés dans ce projet : les déplacements de l'assemblage et les métriques extraites dans les joints de soudure. Les déplacements servent à calibrer et valider le modèle par éléments finis alors que les métriques prises dans les BGA servent à corréler les résultats expérimentaux en fatigue.

Les déplacements du module et de la carte sont extraits par interpolation sur une ligne. Ces lignes sont tracées sur la diagonale aux interfaces avec la matrice de BGA, soit au *bottom surface metallurgy* (BSM) du module et au *top surface metallurgy* (TSM) de la carte.

Les déplacements verticaux du BSM du module donne le gauchissement de ce dernier. La différence entre les déplacements verticaux au BSM du module et au TSM de la carte donne la variation de hauteur des joints de soudure.

L'extraction de métriques dans une région donnée d'un joint de soudure se fait à l'aide des surfaces d'interpolation dans ANSYS et les données brutes sont traitées par un script Python. Ces surfaces sont générées en coupant le maillage par des plans et en interpolant les résultats nodaux des éléments intersectés sur les surfaces. L'idée est de pouvoir effectuer la moyenne ou extraire un maximum dans une certaine région, indépendamment du maillage, tel qu'illustré à la figure 3.16b. La figure 3.16a présente, à titre indicatif, la distribution de la densité d'énergie de déformation en fluage sur les éléments d'un joint de soudure à un instant donné.

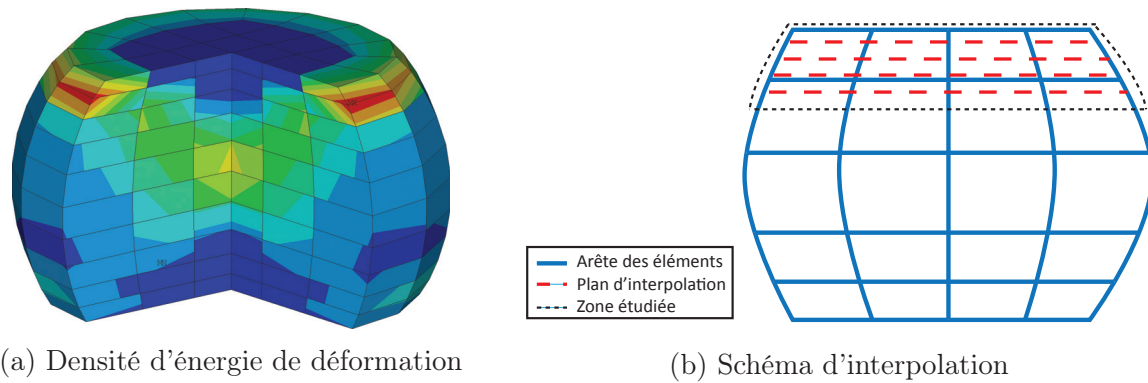


Figure 3.16 Distribution de la densité d'énergie de déformation en fluage dans un BGA et schéma d'interpolation des métriques dans une région ciblée

Pour chaque région ciblée, des surfaces horizontales sont positionnées à intervalles réguliers sur la hauteur du joint de soudure. Par exemple, pour extraire la densité moyenne d'énergie de déformation en fluage dans une couche de $25 \mu\text{m}$ d'épaisseur au sommet du BGA, cinq surfaces sont générées à $5 \mu\text{m}$ d'intervalle, la première et la dernière surfaces étant positionnées respectivement à $2.5 \mu\text{m}$ et $22.5 \mu\text{m}$ du sommet. La densité d'énergie de déformation de chaque élément est interpolée sur les surfaces et l'énergie totale de déformation en fluage de la région ciblée est calculée à l'aide d'une intégrale numérique. Ce calcul est décrit par l'équation 3.3 où E est l'énergie totale de déformation, A est l'aire de la surface générée par l'intersection d'un élément et d'un plan de coupe, e est la densité d'énergie de déformation interpolée sur cette surface, t est la distance entre deux plans de coupe et n est le nombre total de résultats interpolés sur les plans dans la région étudiée.

$$E = t \sum_{i=1}^n e_i A_i \quad (3.3)$$

La densité moyenne d'énergie de déformation est ensuite obtenue en normalisant l'énergie totale par le volume d'intégration. Contrairement aux moyennes pondérées, les maximums sont obtenus simplement en extrayant la valeur maximale sur l'ensemble des surfaces dans la région ciblée. Les régions étudiées dans chaque joint de soudure sont les couches inférieure et supérieure de $25\ \mu\text{m}$, ainsi que le joint complet.

Les résultats dans les joints de soudure sont extraits à la fin du procédé de refusion, à la fin de la relaxation et à la fin de chaque cycle thermique. L'accumulation par cycle thermique est calculée en soustrayant la valeur de la métrique prise au début du cycle à celle prise à la fin du cycle. L'accumulation moyenne par cycle thermique est calculée en faisant la moyenne des accumulations sur chaque cycle.

3.2 Données expérimentales et corrélation

Cette section présente la méthodologie employée pour la collecte et l'analyse des données expérimentales, ainsi que pour la corrélation avec les résultats numériques. Tout d'abord, la procédure utilisée pour l'extraction de la déformée hors plan des modules microélectroniques est énoncée. Cette mesure sert à valider l'approche de modélisation du module seul et à calibrer le matériau de l'interface thermique (TIM). Ensuite, la stratégie employée pour mesurer la hauteur des joints de soudure est exposée. Ces données servent à calibrer le modèle de fluage de l'alliage Sn-Ag-Cu et à valider le comportement mécanique global de l'assemblage à la carte. Finalement, les méthodologies mises en oeuvre pour la mesure de l'indice de fissuration dans les joints de soudure et l'analyse de l'indicateur N_{50} des cellules soumises au cyclage thermique accéléré (ATC) sont présentées. Ces résultats expérimentaux permettent de déterminer les métriques numériques qui pourraient être de bons prédictors de la performance en fatigue des assemblages à la carte.

3.2.1 Déformée hors plan des modules microélectroniques

La déformée hors plan, ou gauchissement, est définie comme la distance entre une surface et le plan le plus représentatif de la surface. Cette métrique est utilisée pour valider la modélisation des modules microélectroniques avant l'assemblage à la carte. La présente section expose la méthodologie employée pour recueillir et analyser les mesures expérimentales, ainsi que l'hypothèse de modélisation utilisé pour la calibration du matériau de l'interface thermique (TIM).

La déformée hors plan de la couche du bas, ou *bottom surface metallurgy* (BSM), du module est utilisée pour corrélérer le modèle par éléments finis avec les mesures expérimentales. L'alternative, soit une mesure sur le dessus du module, est moins exploitable puisque le capot de cuivre est beaucoup plus rigide que l'adhésif le liant au reste du module. Une telle mesure doit être prise sur le pourtour visible du substrat. La figure 3.17 présente une vue de dessous d'un module microélectronique. Les mesures expérimentales sont effectuées avec des billes de soudure attachées au substrat. Des mesures avant et après l'attachement des billes ont démontrées que leur présence n'a aucune influence sur le gauchissement.

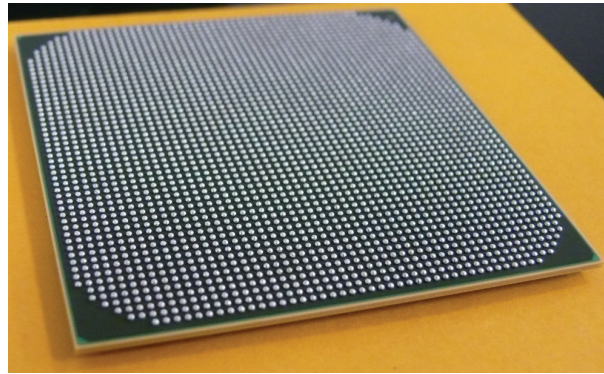


Figure 3.17 Vue de dessous (BSM) d'un module microélectronique

Les modules des cellules 8, 10, 11 et 11C décrites au tableau 3.1 sont sondés par l'équipe de métrologie d'IBM Bromont à l'aide d'un appareil de mesure topographique à rayon lumineux de la compagnie Fries Research & Technology (FRT). Les modules sont à température ambiante lors des mesures. Les données brutes sont analysées avec le logiciel FRT Mark III. Un outil de filtrage sur la déformée hors plan est utilisé pour ignorer les billes de soudure et focaliser sur le substrat. Le plan de référence est recalculé après chaque opération. La distribution du gauchissement est extraite sur la diagonale passant par le coin A01 du module. Ce coin est utilisé comme référence et se distingue par un symbole caractéristique sur les pièces physiques. Ce traitement de données est illustré à la figure 3.18.

Les courbes obtenues sont traitées à l'aide d'un script Python. Les valeurs aberrantes, vestiges des billes de soudure, sont identifiées par un algorithme comparant chaque point à ses voisins. Les points dépassant un certain seuil d'éloignement relatif sont retirés. Une moyenne glissante est employée comme filtre passe-bas pour retrancher le bruit de mesure. Une cerce, ou *spline*, cubique définie par 50 points à intervalles réguliers est utilisée pour lisser la courbe filtrée. La figure 3.19 présente un exemple de données brutes corrigées et la courbe filtrée correspondante.

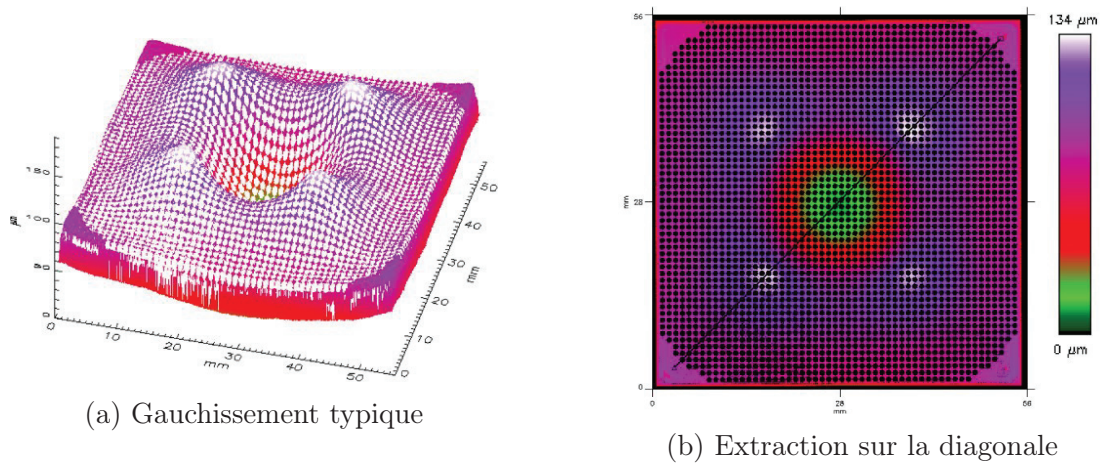


Figure 3.18 Analyse des données brutes à l'aide de FRT Mark III

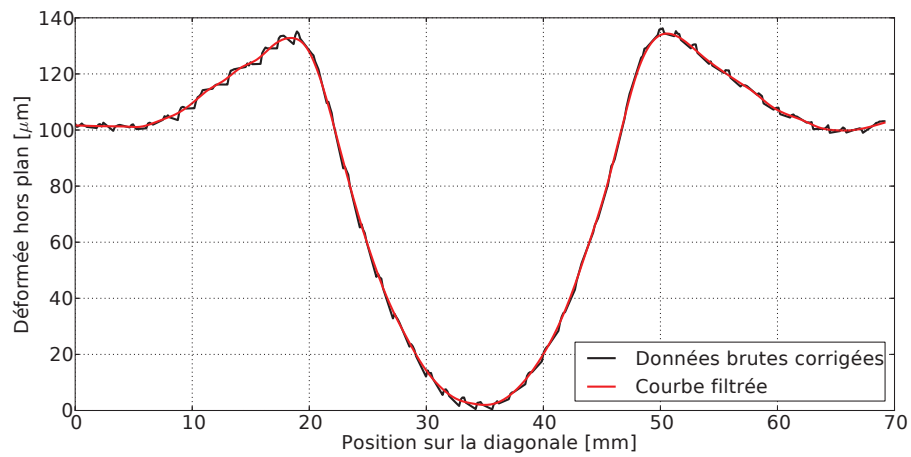
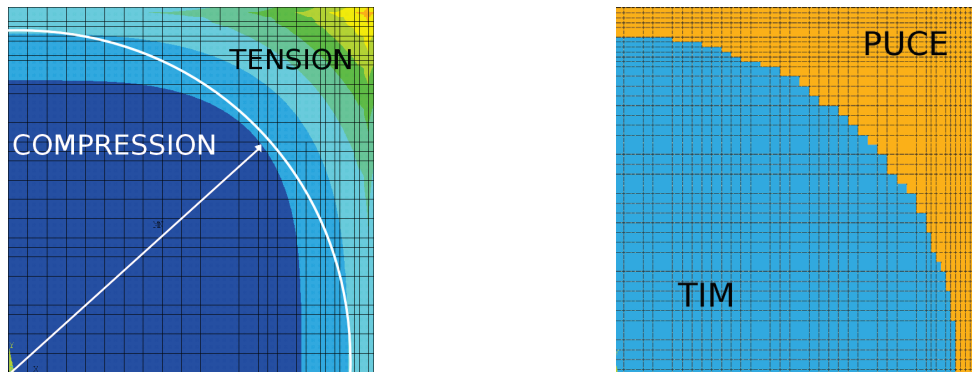


Figure 3.19 Correction et filtrage des données brutes mesurées au FRT

Entre quatre et 18 modules sont mesurés par cellule. Le processus d'assemblage des différents modules est simulé et la déformée hors plan au BSM des modèles est comparée aux résultats expérimentaux. Puisque le modèle numérique contient seulement un quart de module, la demi-diagonale est dédoublée. Un algorithme d'alignement est employé pour superposer l'ensemble des résultats numériques et expérimentaux. Cet algorithme trouve la ligne la plus représentative de chaque courbe. Puis, il applique la rotation et la translation nécessaires pour que cette ligne soit horizontale et croise l'ordonnée à zéro.

Le gauchissement obtenu numériquement est grandement influencé par la modélisation du TIM. Lorsque qu'une loi de comportement élastique linéaire est utilisée avec les propriétés mécaniques mesurées en laboratoire, la simulation sous-estime la déformée hors plan du module. Une étude menée à l'interne par IBM suggère que les matériaux de l'interface thermique n'offrent pratiquement aucune résistance en tension. L'hypothèse est donc posée qu'il y a délamination du TIM lorsque sollicité en tension. Cette supposition est validée par éléments finis en identifiant, dans un premier calcul, les éléments du TIM en tension et en lançant un deuxième calcul avec ces éléments en moins. Cette procédure n'est effectuée qu'une seule fois. La figure 3.20 illustre une zone de délamination typique obtenue par simulation.



(a) Zones de tension et de compression

(b) Délamination des éléments en tension

Figure 3.20 Modélisation d'une délamination dans le matériau de l'interface thermique

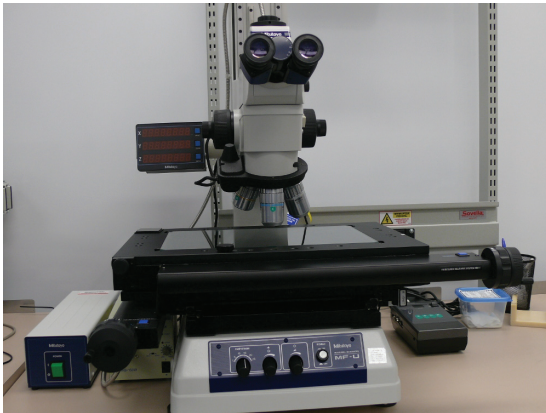
Cette stratégie de modélisation du TIM nécessite deux calculs et ne permet pas une utilisation optimale des ressources de calcul. L'approche équivalente, employée dans ce projet afin d'accélérer la résolution des calculs de fatigue thermique, consiste à diminuer la rigidité du matériau et à inclure des éléments de contact entre la puce de silicium et le capot de cuivre. L'abaissement du module de Young vise à feindre la perte de rigidité due à la délamination de l'interface en tension, alors que les éléments de contact reproduisent l'effet de butée des billes de métal conducteur contenues dans le TIM. Le module

de Young est optimisé sommairement de façon à calibrer le gauchissement sur les résultats expérimentaux de la cellule 8, puis le matériau est validé à l'aide des cellules 10, 11 et 11C.

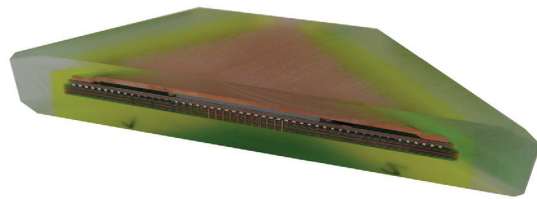
3.2.2 Hauteur des joints de soudure

Dans cette partie est présentée l'approche employée pour calibrer le modèle de fluage de l'alliage Sn-Ag-Cu à partir des mesures expérimentales de hauteur des joints de soudure. Tout d'abord, la procédure utilisée pour mesurer les hauteurs sur la diagonale est exposée. Ensuite, la stratégie de calibration est présentée. Puis, les hypothèses en lien avec cette procédure sont énoncées.

Les hauteurs de joints de soudure sont mesurées à l'aide d'un appareil XYZ série MF-U de Mitutoyo illustré à la figure 3.21a. Les coupes transversales des assemblages micro-électroniques telles qu'illustrées à la figure 3.21b, sont préparées par les techniciens d'IBM Bromont selon la procédure introduite à la section 2.3.1. Les coupes sont effectuées selon la diagonale des assemblages, permettant ainsi la mesure de la hauteur des joints de soudure sur cette trajectoire. Les mesures sont prises en gardant une référence fixe pour chaque coupe transversale et en déplaçant la table du microscope dans le plan XY pour noter les coordonnées relatives des quatre extrémités de chaque joint. Un total de 220 coordonnées sont prises par coupe transversale, soit 110 points à l'interface avec le module et 110 points à l'interface avec la carte.



(a) Appareil de mesure XYZ (cr. c2mi.ca)



(b) Coupe transversale typique

Figure 3.21 Mesure de la hauteur des joints de soudure sur la diagonale

Le désalignement de la pièce avec les axes X et Y de l'appareil est corrigé par une rotation. L'angle de rotation est déterminé en faisant passer une droite par les points mesurés et en calculant l'arc tangente de la pente de cette dernière. Une droite horizontale signifie

que la pièce est alignée sur l'axe X. Les coordonnées des points prises sur le module et celles sur la carte ne sont pas nécessairement coïncidentes sur l'abscisse. Une interpolation linéaire est donc utilisée pour que les deux courbes aient les mêmes coordonnées en X. Les coordonnées en Y du module sont ensuite soustraites à celles de la carte pour obtenir la hauteur des joints de soudure sur la diagonale.

La distribution de hauteur des BGA est utilisée pour calibrer le modèle de fluage des joints de soudure. La calibration est effectuée avec quatre pièces de la cellule 8 décrite au tableau 3.1. Les courbes des hauteurs mesurées sont présentées à la figure 3.22. La fonction de poids tracée en pointillés est utilisée pour accorder plus d'importance aux résultats des BGA sous la puce de silicium. La coupe transversale de la pièce #3 n'est pas totalement alignée avec la diagonale, donc seulement la moitié de la courbe est disponible. De plus, la partie centrale de la pièce #2 est négligée puisque les hauteurs de BGA à cet endroit sont anormalement basses par rapport aux trois autres pièces.

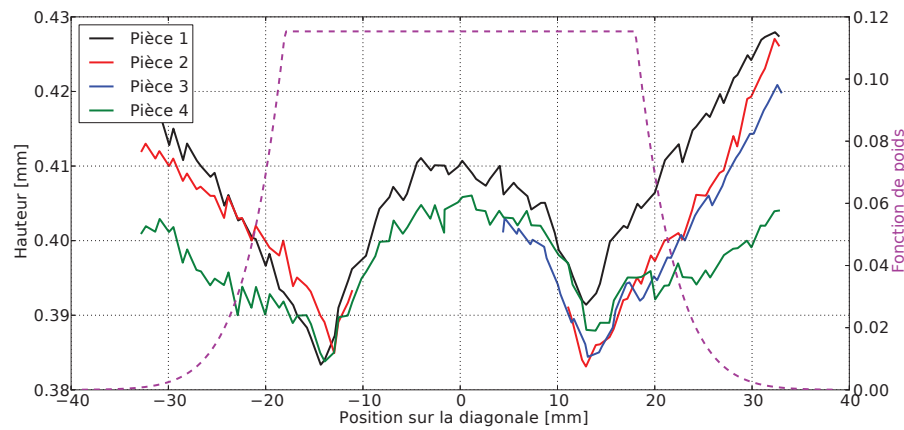


Figure 3.22 Hauteurs de BGA mesurées sur la diagonale des pièces de la cellule 8 et représentation en pointillés de la fonction de pondération utilisée pour l'ajustement des paramètres de fluage

Le modèle de Norton, soit l'équation 2.2, est utilisé pour décrire le fluage dans les joints de soudure. Ce choix est motivé par les travaux de Korhonen *et al.* [20] qui démontrent qu'une loi de puissance est suffisante pour bien représenter le fluage en régime permanent des alliages Sn-Ag-Cu. L'influence de la température est bien captée par les tests effectués sur des échantillons de tension, et il est supposé que ces résultats s'appliquent sur des joints de soudure. La valeur proposée par Korhonen *et al.* pour l'énergie d'activation Q dans le terme exponentiel d'Arrhenius est donc utilisée. Les deux autres paramètres, soit le coefficient multiplicateur A et l'exposant sur la contrainte n , sont optimisés pour que le modèle numérique reproduise les hauteurs de BGA mesurées.

La stratégie d'ajustement du modèle de fluage consiste à balayer les coefficients A et n sur des plages de valeurs réalistes et à garder ceux qui donnent un résultat le plus près de la réalité. Pour une itération de coefficients donnée, le processus d'assemblage à la carte et de relaxation de la cellule 8 est simulé par éléments finis, puis la hauteur des BGA sur la diagonale est extraite. La racine de l'erreur quadratique moyenne (RMSE) entre les hauteurs mesurées et calculées est utilisée comme indicateur de performance des coefficients utilisés. Plus la RMSE est faible, plus le modèle numérique s'approche des résultats expérimentaux. Le coefficient A est balayé de 10^0 à 10^8 par décades, alors que le coefficient n est balayé de 2 à 18 selon un pas unitaire. La figure 3.23 illustre l'ampleur du balayage et l'influence du modèle de matériau sur l'allongement des joints de soudure.

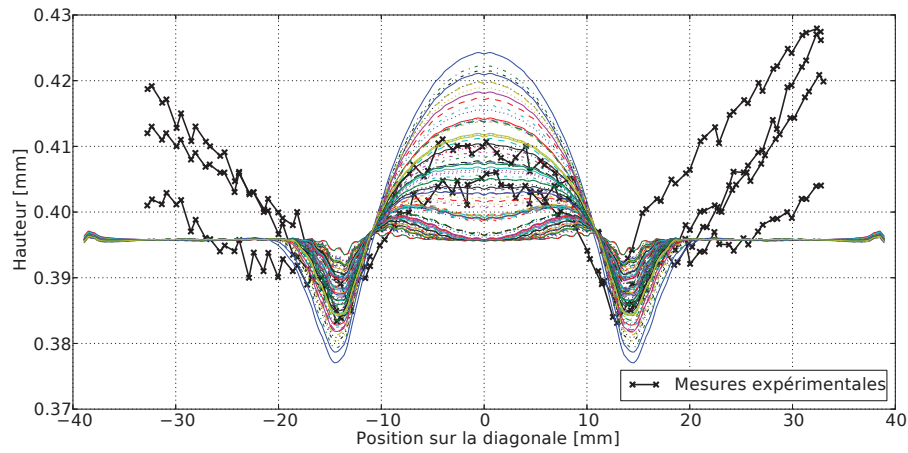


Figure 3.23 Hauteurs de BGA obtenues numériquement par le balayage des constantes du modèle de fluage

L'approche utilisée suppose que la distribution de hauteur des BGA est strictement dépendante du fluage. La figure 3.23 va légèrement à l'encontre de cette hypothèse puisque les extrémités des courbes expérimentales sont à angle alors que les extrémités des courbes numériques pour toutes ces itérations sont parfaitement horizontales. Ce constat suggère que la distribution de hauteurs mesurées aux extrémités provient de la forme du module et de la carte avant l'assemblage. Il est improbable que toutes les surfaces d'attache soient parfaitement planes lors de la solidification des joints de soudure. C'est pourquoi l'hypothèse est posée que le principe de superposition linéaire s'applique si la section minimale demeure constante. Ceci suppose que deux BGA de différentes hauteurs initiales, mais avec une même section minimale et positionnés à distance égale du centre de l'assemblage, verront la même sollicitation en fluage. La fonction de pondération tracée en pointillés à la figure 3.22 est donc utilisée pour donner plus d'importance aux joints de soudure centraux dans le calcul de la RMSE.

Une fois l'optimisation terminée, le modèle de fluage résultant est validé à partir de mesures expérimentales provenant de quatre différentes cellules, soit 10, 10B, 11 et 12. Une seule coupe transversale est disponible par cellule. Le processus d'assemblage à la carte et de relaxation de ces cellules est simulé en utilisant dans les joints de soudure le modèle de matériau optimisé à partir de la cellule 8. Les hauteurs de BGA mesurées et calculées sur la diagonale sont comparées.

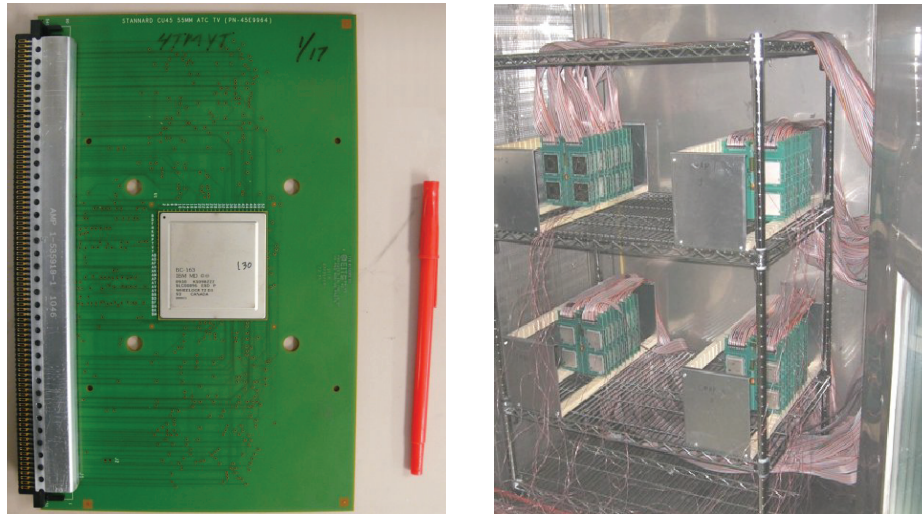
Les pièces de la cellule 8 ont subis 3500 cycles thermiques avant d'être encapsulées à froid dans l'époxy pour les coupes transversales. Les pièces ont été entreposées plus de quatre mois entre le dernier cycle thermique et le moment de l'encapsulation. L'hypothèse est donc posée que les pièces ont eu un temps de relaxation suffisant pour que la sollicitation antérieure n'affecte pas la hauteur des joints de soudure. Cette hypothèse est renforcée par les mesures de relaxation présentées à la figure 3.12 où il ne semble plus y avoir de mouvement au niveau du module après trois mois d'entreposage.

3.2.3 Indice de fissuration des BGA

Cette section rapporte l'approche utilisée pour quantifier l'indice de fissuration des BGA à la suite d'un test de cyclage thermique accéléré. Les paramètres du test sont d'abord énoncés. Ensuite, la méthodologie développée pour mesurer les indices de fissuration est présentée. Puis, la procédure de comparaison avec les résultats numériques est exposée.

Les cellules 10, 10B, 11, 11B et 12 décrites au tableau 3.1 sont testées en fatigue thermique, par le département de fiabilité d'IBM Bromont, suivant la norme JEDEC. Toutes ces cellules, à l'exception de la 11B, comprennent deux assemblages microélectroniques subissant 6000 cycles à une température oscillant entre 0°C et 100°C. La cellule 11B contient un assemblage subissant 6000 cycles et deux assemblages subissant 6500 cycles. La figure 3.24 illustre un montage typique utilisé pour les tests de fatigue thermique (ATC) d'assemblages microélectroniques. Le four utilisé contient une seule chambre climatique et la température est variée en fonction des paramètres du test. Les assemblages sont instrumentés de thermocouples de façon à s'assurer que les températures et les temps de plateaux respectent la norme.

Une fois le test terminé, les cartes sont découpées près du substrat du module microélectronique pour les préparer au processus de coloration-et-écartement ou *Dye-and-Pry*. L'assemblage rogné est ensuite trempé dans une teinture rougeâtre afin de colorer les fissures générées par le cyclage thermique. Puis, un moment de torsion est appliqué entre le module et la carte pour séparer les deux composantes. Cette approche suppose que



(a) Assemblage à la carte typique (b) Chambre climatique (cr. IBM)

Figure 3.24 Montage pour les tests de fatigue thermique

les joints de soudure se fissurent où leur aire de section est minimale, c'est-à-dire à leur extrémité la plus fissurée. La figure 3.25 présente un assemblage ayant subi le processus de coloration-et-écartement. Les pièces de gauche à droite sont respectivement le module vu de dessous et la carte vue de dessus. Le relief de la matrice de BGA indique que la majorité des joints reste attachée à la carte. Ceci signifie que la fissure mesurée se trouve dans la partie supérieure de la soudure. L'anneau rouge visible au centre de la matrice de BGA permet de tirer un constat rapide quant à la position des joints de soudure les plus sollicités.

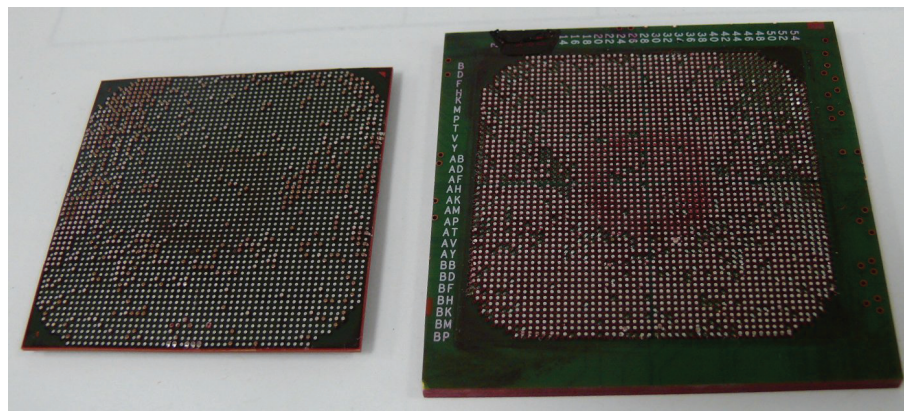


Figure 3.25 Assemblage microélectronique ayant subi le processus de coloration-et-écartement après 6000 cycles thermiques

La méthodologie développée pour quantifier les fissures obtenues consiste à prendre des photos en haute résolution des faciès de rupture et effectuer un traitement d'images pour isoler la zone fissurée. Les faciès de rupture rattachés au module sont analysés au micro-

scope. La caméra embarquée possède une résolution spatiale de 1.4 mégapixels, soit un format de 1392 par 1040 pixels. Les lentilles sont choisies et positionnées de sorte à ce que l'image encadre une section de cinq joints de large par quatre joints de haut. Le quart de la matrice de BGA contenant le coin A01 est photographié. La pièce est déplacée dans le plan et l'image est enregistrée selon une nomenclature référant au joint de soudure dans le coin supérieur gauche de la photo. Cette approche permet de conserver la référence de positionnement puisque les marqueurs se trouvent sur les pourtours de la carte et ne sont pas visibles dans l'image. Il a été observé que les fissures se situent dans certaines régions spécifiques. Par conséquent, seuls les joints de soudure à proximité de la puce de silicium, sur la diagonale et sur les plans de symétrie sont considérés. La figure 3.26 présente une vue rognée d'une image prise au microscope de faciès de rupture. Les zones rouges et blanches correspondent respectivement à des zones de propagation de fissure en fatigue et des zones de rupture causée par le moment de torsion. Le joint de soudure à l'emplacement inférieur droit de l'image ne s'est pas sectionné et sa trace de cuivre est visible.

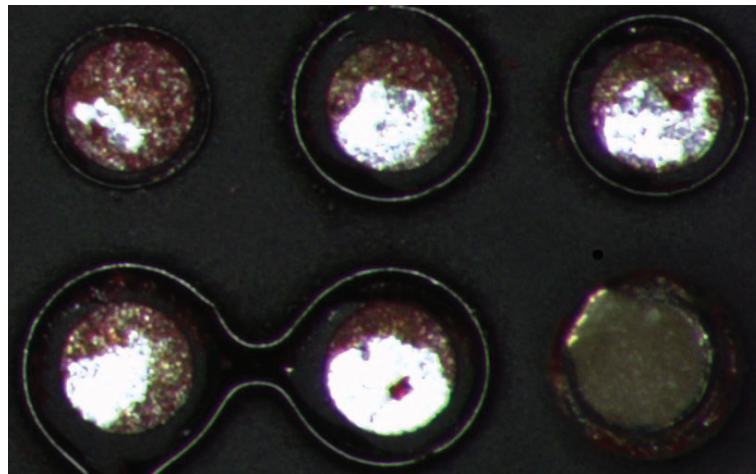
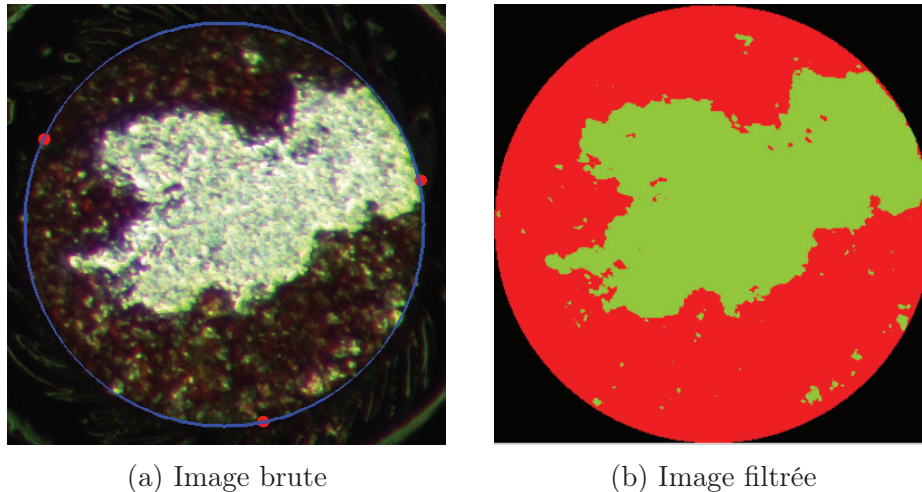


Figure 3.26 Vue au microscope des faciès de rupture

Un programme en Python a été mis au point pour l'analyse des faciès de rupture. Les bibliothèques TkInter et PIL (*Python Imaging Library*) sont respectivement utilisées pour l'interface graphique (GUI) et le traitement d'images. Le GUI permet à l'utilisateur de charger les images prises au microscope et d'isoler les faciès de rupture à l'aide de cercles définis en trois points, tel que démontré à la figure 3.27a. Les pixels à l'intérieur du cercle sont conservés et le format initial de codage des couleurs est transformé en format HLS (*Hue, Lightness, Saturation*). Le filtre est appliqué en posant un seuil minimal sur le paramètre de luminosité (L) de la couleur. Chacun des pixels à l'intérieur du cercle dont le paramètre de luminosité est inférieur au seuil est considéré endommagé, et vice-versa. Le faciès de rupture filtré est présenté à la figure 3.27b, où les pixels endommagés et intacts

sont respectivement rouges et verts. L'indice de fissuration est défini comme étant le ratio de l'aire de la fissure sur l'aire totale de la section. Cet indice est calculé en divisant le nombre de pixels endommagés par le nombre total de pixels à l'intérieur du cercle, soit 62% dans le cas du joint présenté à la figure 3.27. Le seuil de coupure utilisé pour le filtre doit être modifié selon la luminosité globale de la photo qui est grandement affectée par les réglages du microscope. Une case de défilement est intégrée dans le GUI pour varier le seuil de luminosité en temps réel pendant l'analyse. Le seuil de coupure utilisé est déterminé arbitrairement et se situe typiquement entre 40% et 70%. Dans cette plage d'utilisation du filtre, l'indice de fissuration varie d'environ 0.5% pour une variation de 1% du seuil de coupure.



(a) Image brute

(b) Image filtrée

Figure 3.27 Mesure de l'indice de fissuration dans un faciès de rupture

Les indices de fissuration sont stockés dans une matrice de mêmes dimensions que la matrice de BGA. La matrice de stockage est représentée visuellement par un ensemble de carrés dans le GUI. Chaque joint de soudure peut être sélectionné et l'indice de fissuration calculé est enregistré à la position indiquée. La nomenclature utilisée pour les soudures sous le module microélectronique est transposée sur la matrice de stockage, ce qui facilite l'association entre les photos prises au microscope et le positionnement des mesures. La figure 3.28 présente une matrice de stockage typique d'un quart de symétrie de module. Les carrés rouges, bleus, noirs et blancs représentent respectivement des positions auxquelles l'indice de fissuration est mesuré, la fissure n'est pas visible, aucun joint n'est présent et le joint n'est pas étudié. Les matrices de stockage sont enregistrées sur le disque dur et peuvent être réutilisées dans d'autres scripts Python pour effectuer des manipulations telles que le calcul des indices de fissuration moyens sur plusieurs pièces.

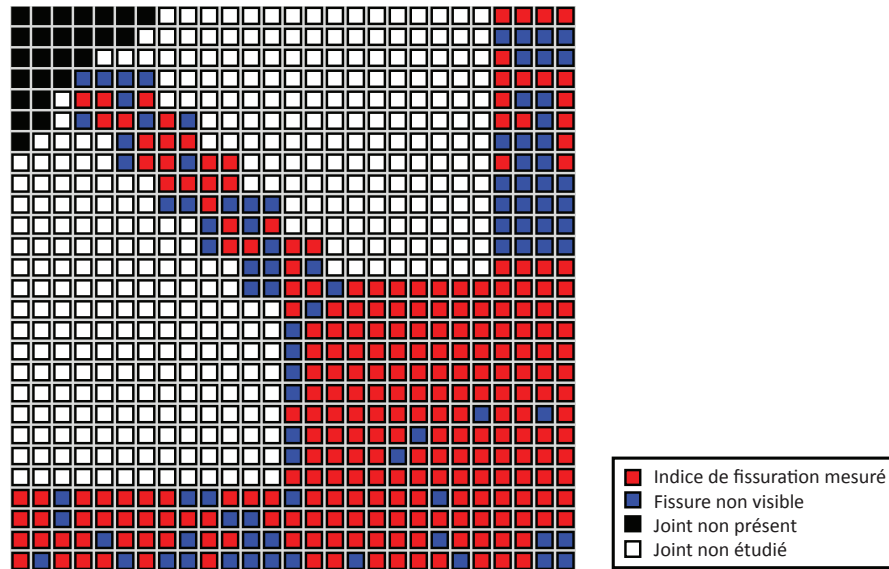


Figure 3.28 Représentation visuelle de la matrice de stockage des indices de fissuration (quart de symétrie d'un module) où chaque carré représente un joint de soudure.

La corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques est effectuée en traçant, pour chaque joint de soudure défini, l'indice de fissuration mesuré en fonction de la métrique calculée par éléments finis à cet endroit. La moyenne de l'indice de fissuration à une position donnée sur plusieurs pièces d'une même cellule est utilisée pour la comparaison. Les résultats numériques sont extraits selon la méthodologie décrite à la section 3.1.5 et stockés de façon similaire aux indices de fissuration, ce qui facilite la comparaison entre les deux ensembles de données. Les résultats des différentes cellules ayant subi un cas de charge identique sont présentés sans distinction sur le même graphique. Cette modalité implique que tous les assemblages sont correctement modélisés.

Pour bien visualiser la tendance du nuage de points, les quartiles et la moyenne sont calculés à l'aide d'une fenêtre glissante de taille variable selon l'axe indépendant et tracés sur le graphique de corrélation. La taille de la fenêtre est dictée par le nombre de points contenus à l'intérieur, soit 50. L'avancement de la fenêtre est également irrégulier sur l'axe indépendant ; la fenêtre est déplacée par incréments de 5 points. Les données statistiques calculées sont tracées à la position centrale de la fenêtre sur l'abscisse. Cette approche est utilisée pour palier aux grands écarts de densité du nuage de points selon l'axe indépendant.

Une comparaison qualitative est également effectuée à l'aide de cartographies 2D des indices de fissuration et des métriques numériques. Ce type de comparaison permet de constater rapidement si la distribution globale d'une métrique tend vers la distribution observée des fissures.

3.2.4 Résistance électrique des BGA (N50)

Cette section présente la méthodologie mise en oeuvre pour obtenir les indicateurs N_{50} et estimer l'erreur sur la mesure. L'approche employée pour établir la corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques est ensuite détaillée. Puis, les modèles mathématiques utilisés pour lier les deux résultats sont détaillés.

Les données brutes de résistance électrique utilisées pour la corrélation avec l'indicateur N_{50} proviennent de l'étude effectuée par de Sousa *et al.* [11]. Les cellules 1 à 7 décrites au tableau 3.1 ont été testées en fatigue thermique suivant la norme JEDEC, c'est-à-dire un cyclage en température entre 0°C et 100°C. Chaque cellule contient un échantillon de 12 à 20 modules microélectroniques. Un total de neuf cellules différentes sont étudiées. Le test dure 6000 cycles, après quoi les assemblages encore fonctionnels sont considérés des survivants pour fins de l'analyse statistique.

Les connexions en guirlandes des assemblages sont illustrées à la figure 2.5 introduite précédemment à la section 2.3.1. Dans pratiquement tous les cas, la première défaillance se produit dans l'une des guirlandes se trouvant sous le pourtour de la puce de silicium, ce dernier étant illustré par une ligne noire continue à la figure 2.5. Bien que la position exacte des joints de soudure défectueux ne soit pas déterminée, ce constat indique que les joints sous le pourtour de la puce sont les plus sollicités. Par conséquent, seulement les augmentations de résistance électrique dans les guirlandes sous la puce de silicium sont considérées dans le calcul de l'indicateur N_{50} . Qui plus est, la corrélation est également effectuée avec des résultats numériques extraits dans les joints de soudure raccordés par ces mêmes guirlandes.

L'indicateur N_{50} est déterminé à l'aide de la distribution statistique de Weibull à deux paramètres. La fonction de répartition (CDF) de cette dernière est donnée par l'équation 2.7 introduite précédemment à la section 2.3.1. Le troisième paramètre de l'équation 2.7, soit le paramètre de position θ ne s'avère pas nécessaire pour l'obtention de bon ajustement et est posé à zéro. Dans le cas présent, la CDF relie le pourcentage de défaillances de la cellule au nombre de cycles effectués; les données brutes sont donc remaniées en conséquence. Les survivants affectent le pourcentage de défaillances, mais n'ajoutent pas de points supplémentaires à la courbe. Ainsi, lorsqu'il y a des survivants à la fin d'un test, la fonction de répartition n'atteint pas 100%. L'indicateur N_{50} est obtenu en inversant la fonction de répartition et en résolvant pour un ratio de défaillance de 50%. Deux méthodes sont étudiées pour l'ajustement des paramètres de la distribution de Weibull, soit l'estimation

du maximum de vraisemblance et les moindres carrés non linéaires. La figure 3.29 compare les distributions obtenues pour la cellule 2C.

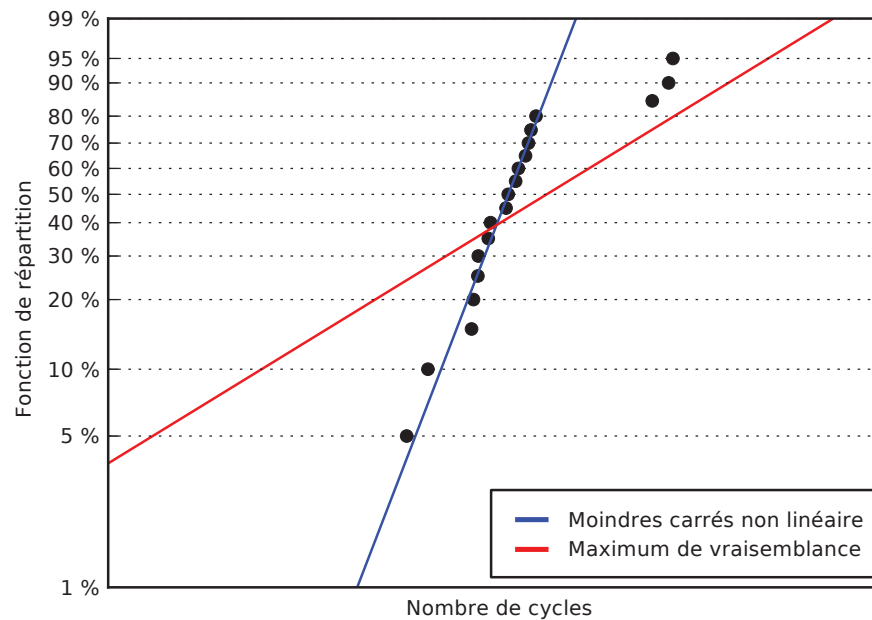


Figure 3.29 Comparaison des distributions de Weibull ajustées par la méthode des moindres carrés non linéaires et l'estimation du maximum de vraisemblance

L'estimation du maximum de vraisemblance est une méthode statistique qui consiste à trouver les paramètres qui maximisent une fonction de vraisemblance donnée. Cette méthode est typiquement employée pour les distributions de Weibull et est détaillée dans *Life Data Analysis Reference* [28]. Elle consiste à générer un système d'équations en posant les dérivées partielles de la fonction de vraisemblance à zéro. Les inconnus, ou paramètres, ainsi résolus maximisent la fonction de vraisemblance. Cette méthode est simple à mettre en oeuvre, mais semble limitée, entre autres, par la présence de valeurs aberrantes telles qu'illustrées à la figure 3.29. La prochaine méthode d'ajustement présentée est préférée à cette dernière.

La méthode des moindres carrés non linéaires consiste à trouver les paramètres qui minimisent la somme des carrés des écarts entre les points mesurés et la fonction de répartition obtenue. Les paramètres de la distribution de Weibull sont itérés à l'aide de l'algorithme d'optimisation de Powell, soit une méthode de directions conjuguées. La méthode est programmée en Python et utilise la bibliothèque scientifique SciPy pour l'optimisation. Les valeurs initiales utilisées pour les paramètres de forme et d'échelle sont respectivement 10 et 5000. Les coefficients de détermination R^2 présentés au tableau 4.2 indiquent que les distributions ajustées par cette approche représentent mieux les données expérimentales

que l'estimation du maximum de vraisemblance. La méthode des moindres carrés non linéaires est donc utilisée pour tous les ajustements de paramètres des distributions de Weibull en usage dans ce projet.

L'erreur sur la mesure de l'indicateur N_{50} est estimée par une méthode de Monte-Carlo. Pour chaque cellule, les paramètres de Weibull obtenus sont utilisés pour générer un échantillon aléatoire de même taille que l'original et respectant la dite distribution statistique. La méthode des moindres carrés non linéaires est ensuite utilisée pour trouver la fonction de répartition de cet échantillon aléatoire, ainsi que son indicateur N_{50} . Le processus est répété pour un total de 1000 échantillons aléatoires générés à partir de la distribution de Weibull originale. Les premier et troisième quartiles de l'ensemble des 1000 indicateurs N_{50} obtenus sont utilisés comme bornes d'erreur. La figure 3.30 présente les paramètres de Weibull des 1000 tirages effectués pour la cellule 2C. Le X rouge marque la position des paramètres originaux. La figure 3.31 illustre la distribution de Weibull et l'intervalle d'erreur obtenus pour la cellule 2C avec la méthodologie utilisée.

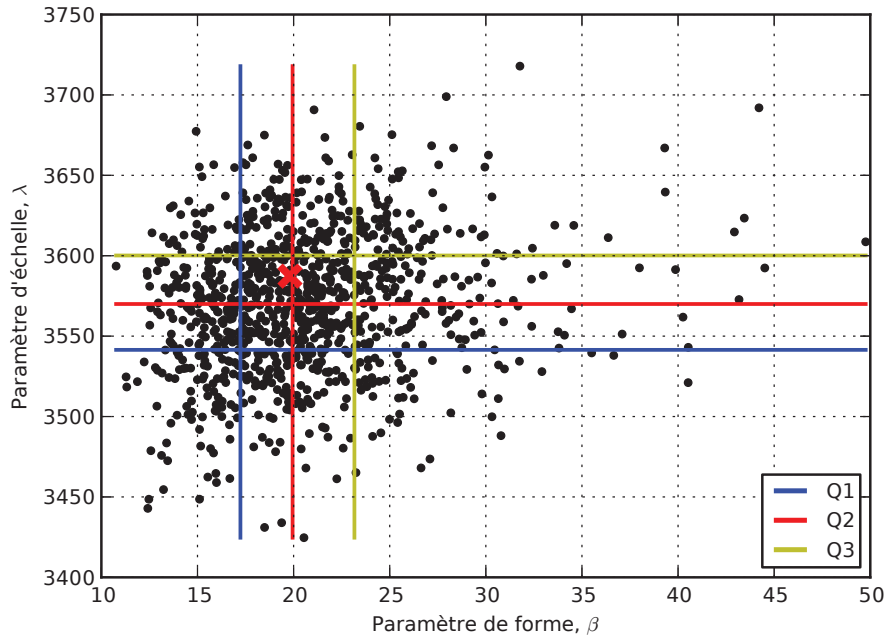


Figure 3.30 Estimation de l'erreur sur les paramètres de Weibull de la cellule 2C par une approche de type Monte-Carlo

Les différentes métriques numériques utilisées pour la corrélation avec les indicateurs N_{50} sont extraites dans les joints de soudure selon la méthodologie présentée à la section 3.1.5. Seules les soudures raccordées par les guirlandes ayant servies au calcul des indicateurs sont considérées. Une valeur unique est utilisée pour chaque métrique, c'est-à-dire la valeur maximale extraite dans l'ensemble des joints touchés dans une même cellule. Pour un type

de métrique donné, l'indicateur N_{50} de chaque cellule est comparé à la valeur maximale de la métrique extraite. Cette approche suppose que la défaillance se produit dans le joint de soudure où la métrique est maximale et est indépendante de la sollicitation dans les joints adjacents. Autrement dit, le nombre de cycles requis avant que la résistance électrique de la guirlande n'augmente radicalement est inversement proportionnel à l'amplitude de la métrique extraite dans le joint le plus sollicité de cette dernière.

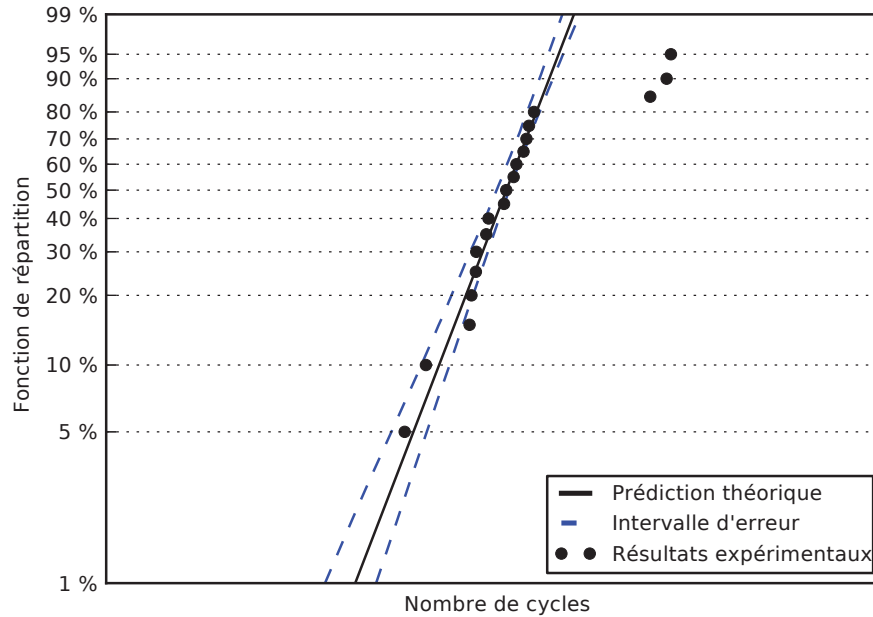


Figure 3.31 Distribution de Weibull et intervalle d'erreur obtenus pour la cellule 2C

La corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques consiste à comparer les indicateurs N_{50} aux métriques calculées des neuf cellules. Une équation mathématique continue est utilisée pour lier les durées de vie expérimentales aux résultats de simulation. L'ajustement de la courbe est optimisé en minimisant, à l'aide de l'algorithme de Powell, la somme des carrés des écarts entre les variables dépendantes mesurée et calculée. Différents modèles mathématiques et métriques numériques sont étudiés. Le coefficient de détermination R^2 de l'ajustement est employé comme indicateur de la performance combinée du modèle et de la métrique choisie. Les modèles mathématiques liant l'indicateur N_{50} à une métrique x quelconque sont donnés par les équations 3.4 à 3.6.

La loi de puissance à deux paramètres donnée par l'équation 3.4 est couramment utilisée dans la littérature pour l'application actuelle. Ce type d'équation est également employé pour caractériser la vitesse de propagation de fissure en régime permanent (loi de Paris)

ou le taux de déformation en fluage secondaire (modèle de Norton). Cette formulation nécessite un coefficient multiplicateur C_0 et un exposant C_1 .

$$N_{50} = C_0 x^{-C_1} \quad (3.4)$$

La loi exponentielle à deux paramètres est donnée par l'équation 3.5. Ce type d'équation est plus sensible aux variations de la métrique qu'une loi de puissance. La formulation nécessite deux coefficients multiplicateurs, soit C_0 qui agit comme facteur d'échelle globale et C_1 qui ajuste la sensibilité de la variable indépendante. De plus, le paramètre C_0 dicte le nombre minimal de cycles lorsque la métrique tend vers l'infini.

$$N_{50} = C_0 \exp\left(\frac{C_1}{x}\right) \quad (3.5)$$

La loi exponentielle à trois paramètres est donnée par l'équation 3.6. Ce modèle est identique au précédent, à l'exception de l'ajout d'un paramètre de position C_2 . Ce paramètre supplémentaire permet de définir un seuil non nul où la durée de vie tend vers l'infini.

$$N_{50} = C_0 \exp\left(\frac{C_1}{x - C_2}\right) \quad (3.6)$$

CHAPITRE 4

RÉSULTATS

Ce chapitre est divisé en deux parties selon les types de résultats. La section 4.1 présente les mesures de déplacements utilisés pour corréler les propriétés de matériaux et valider la modélisation des assemblages microélectroniques. La section 4.2 présente les résultats expérimentaux de fatigue thermique et les corrélations avec les métriques numériques calculées dans les joints de soudure.

4.1 Corrélation des propriétés de matériaux

Les déplacements calculés numériquement sont utilisés pour calibrer les modèles de matériaux et valider le comportement global des simulations. D'une part, la déformée hors plan des modules microélectroniques avant l'assemblage permet de vérifier que la sollicitation de ce dernier sur les joints de soudure est adéquate. D'autre part, la distribution de hauteur des BGA sur la diagonale après la relaxation permet de valider la réponse de l'alliage Sn-Ag-Cu et de l'assemblage au chargement thermique transitoire.

4.1.1 Déformée hors plan des modules microélectroniques

La déformée hors plan est utilisée pour calibrer le matériau de l'interface thermique (TIM) et valider la modélisation du processus d'assemblage d'un module microélectronique seul. Les figures 4.1 à 4.4 illustrent les gauchissements mesurés et calculés pour les cellules 8, 10, 11 et 11C à température ambiante. Ces mesures sont prises au BSM des modules. Elles sont illustrées telles que vues de dessus, c'est-à-dire substrat vers le bas et capot de cuivre vers le haut. Ce référentiel est consistant avec les résultats présentés à la section 4.1.2.

Les courbes en pointillé noir représentent les données expérimentales. La ligne continue noire désigne le gauchissement calculé sur la diagonale à l'aide des propriétés mécaniques du TIM obtenues en laboratoire. La ligne continue rouge désigne la déformée hors plan obtenue avec l'approche de délamination introduite à la section 3.2.1. La ligne bleu montre le gauchissement obtenu en abaissant la rigidité du matériau de l'interface thermique. Cette méthode emploie des éléments de contact pour bloquer l'affaissement de la pâte thermique au centre de la puce de silicium.

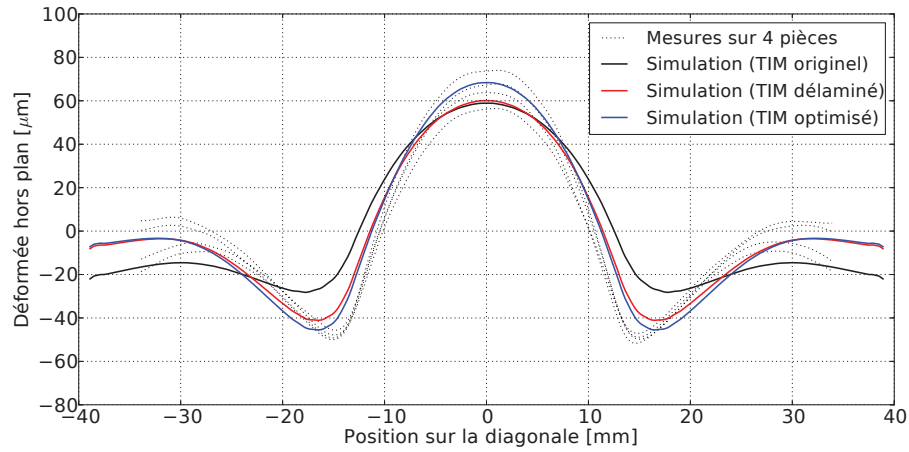


Figure 4.1 Déformée hors plan au BSM des modules de la cellule 8

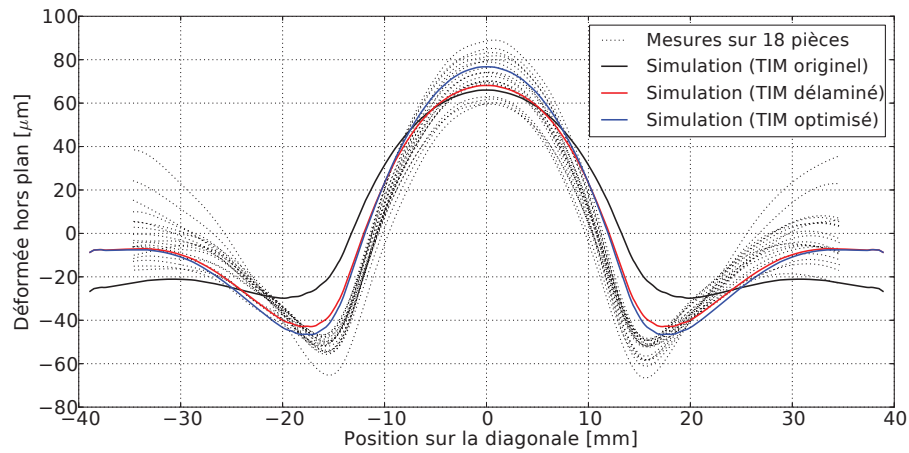


Figure 4.2 Déformée hors plan au BSM des modules de la cellule 10

Seule la rigidité du TIM B, telle que référencée aux tableaux 3.1 et 3.3, est calibrée pour que les déplacements du modèle par éléments finis correspondent aux résultats expérimentaux. Le module de Young obtenu est un ordre de grandeur plus petit que la valeur mesurée en laboratoire. Le module de Young mesuré du TIM A est deux ordres de grandeur plus petit que la rigidité expérimentale du TIM B. Il est donc supposé que le TIM A n'offre ipso facto aucune résistance en tension.

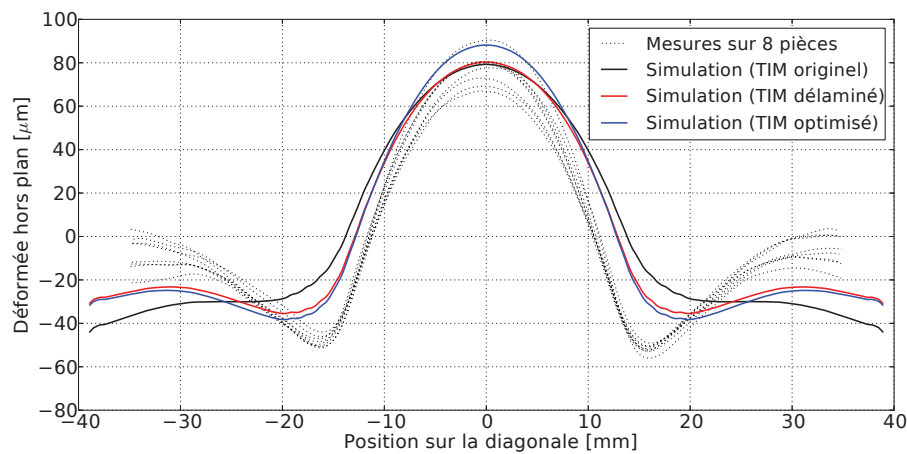


Figure 4.3 Déformée hors plan au BSM des modules de la cellule 11

Dans tous les cas présentés, les courbes obtenues avec le TIM originel sous-estiment l'amplitude du gauchissement et elles ne reproduisent pas adéquatement le changement de direction aux extrémités de la diagonale. Les résultats obtenus avec le TIM délaminé et le TIM optimisé se superposent sur l'ensemble de la courbe, à l'exception du centre, où le déplacement du TIM optimisé est légèrement plus important.

La modélisation du TIM est calibrée à partir des quatre résultats de la cellule 8. D'un point de vue mécanique, les 18 modules de la cellule 10 sont identiques à ceux de la cellule 8, à l'exception d'une puce de silicium 1 mm plus large. Les résultats de la cellule 10 illustrés à la figure 4.2 viennent donc renforcer la corrélation de la cellule 8.

Les modules de la cellule 11 diffèrent de ceux de la cellule 10 par un substrat plus épais. L'augmentation de la rigidité du substrat est visible aux extrémités des courbes numériques présentées à la figure 4.3, alors que les résultats expérimentaux demeurent pratiquement inchangés vis-à-vis ceux de la cellule 10. Une modélisation inexacte de l'adhésif à base de silicone reliant le capot de cuivre au substrat pourrait expliquer ce léger désaccord aux extrémités de la diagonale.

La figure 4.4 illustre, par l'entremise des résultats de la cellule 11C, l'impact d'une augmentation de l'épaisseur du capot de cuivre. Bien que les courbes numériques et expérimentales

ne se superposent pas parfaitement aux extrémités, l'effet d'une variation de la rigidité du capot de cuivre est bien reproduit par le modèle.

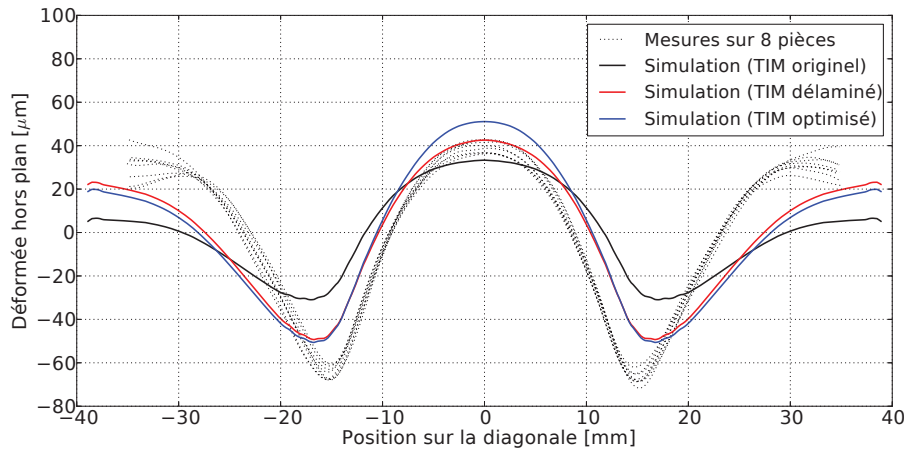


Figure 4.4 Déformée hors plan au BSM des modules de la cellule 11C

Ces résultats démontrent que la technique de modélisation du module microélectronique est adéquate pour bien reproduire les déplacements au BSM, soit l'interface avec les joints de soudure.

4.1.2 Hauteur des joints de soudure

Cette section présente la corrélation entre les hauteurs de joints de soudure calculées et mesurées après une période de relaxation déterminée. Les résultats de la calibration du modèle de fluage sont d'abord exposés. Les hauteurs obtenues sont ensuite comparées pour la cellule de corrélation, ainsi que pour des cellules de validation. Finalement, les déformées hors plan aux interfaces des joints de soudure sont tracées afin de cerner d'où proviennent les discordances entre les résultats numériques et expérimentaux.

Les constantes de la loi de comportement pour le fluage des alliages Sn-Ag-Cu sont déterminées en parcourant l'espace de solutions par incréments réguliers. La figure 4.5 présente graphiquement l'ensemble des paramètres explorés et leur performance. La racine de l'erreur quadratique moyenne (RMSE) obtenue entre les hauteurs mesurées et calculées des joints de soudure est représentée par l'échelle de couleurs. La couleur grise signifie que le modèle n'a pas convergé avec ces paramètres. Cette cartographie, prise après 109 jours de relaxation, suggère que plusieurs combinaisons de constantes sont adéquates pour prédire le fluage à cet instant précis dans le temps.

Le choix des constantes est basé sur la vitesse de fluage à l'instant de la mesure. Les résultats présentés à la figure 3.12 démontre que la forme d'un assemblage microélectronique

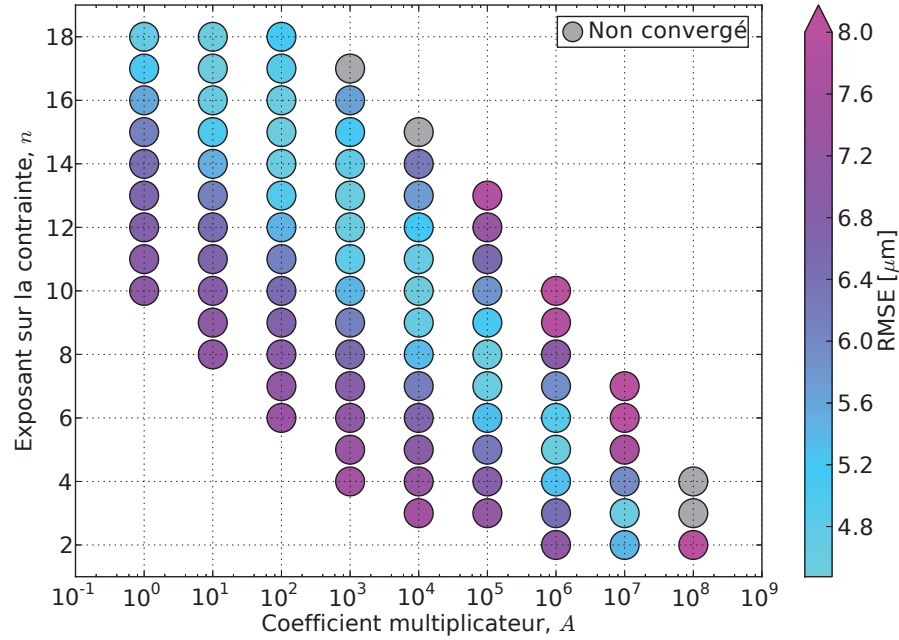


Figure 4.5 Cartographie de l'optimisation des paramètres de fluage

se stabilise après trois mois de relaxation. Il est donc supposé que la hauteur des joints de soudure soit également stable après ce laps de temps. La figure 4.6 présente l'influence de l'exposant sur le temps d'atteinte d'une configuration à l'équilibre. Ce rapport de dépendance est caractérisé en comparant l'évolution temporelle de l'écart de hauteur maximal entre les BGA sur la diagonale pour trois ensembles différents de paramètres adéquats. La vitesse d'atteinte du régime permanent est proportionnelle à la grandeur de l'exposant n .

Un exposant sur la contrainte de 15 est sélectionné. Ce choix est justifié par les valeurs d'exposant mesurées par Korhonen *et al.* [20]. Ces dernières varient entre 15 et 17. De plus, il a été observé qu'un exposant trop élevé rend le modèle numérique moins stable et difficile à faire converger. Le tableau 4.1 présente les constantes du modèle de fluage de Norton, soit l'équation 2.2, calibrées à partir de la distribution de hauteurs des soudures. Le tableau 4.1 inclut également les constantes obtenues à partir des mesures de relaxation de Korhonen *et al.* effectuées sur des échantillons de tension. Le taux de déformation $\dot{\epsilon}_{cr}$ est en s^{-1} , la contrainte σ est en MPa et la température T est en Kelvin.

Tableau 4.1 Constantes du modèle de fluage de Norton pour l'alliage Sn-Ag-Cu

Source	$A [s^{-1} MPa^{-n}]$	n	$Q/R [K]$
Ce projet	1×10^2	15	11600
Korhonen <i>et al.</i>	5×10^{-10}	15	11600

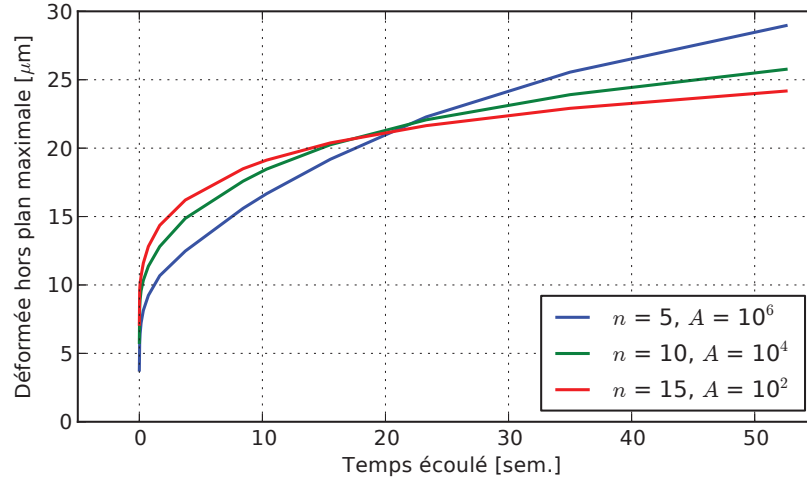


Figure 4.6 Influence de l'exposant sur le temps d'atteinte d'une configuration de hauteurs de BGA à l'équilibre

L'écart disproportionné sur le coefficient multiplicateur A est dû à la grandeur de l'exposant utilisé. Tel qu'exposé par l'équation 4.1, le modèle de fluage peut être remanié pour inclure le coefficient multiplicateur à l'intérieur de la quantité soulevée à l'exposant n . Cette formulation remet la taille de la constante de proportionnalité en perspective avec la quantité physique qu'elle multiplie, soit la contrainte σ . La quantité $A^{1/n}$ déterminée avec la méthodologie présentée dans ce projet est six fois plus grande que celle publiée dans la littérature et obtenue à partir de tests de tension sur des échantillons en forme d'os à chien.

$$\dot{\epsilon}_{cr} = \left[A^{1/n} \sigma \right]^n \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \quad (4.1)$$

La figure 4.7 compare les hauteurs calculées et mesurées des joints de soudure sur la diagonale pour les pièces de la cellule 8. La racine de l'erreur quadratique moyenne, calculée selon la fonction de pondération illustrée à la figure 3.22, est $4.5 \mu\text{m}$. L'écart de hauteur maximal entre les joints de soudure mesurés sur la diagonale est de l'ordre de 20 à 25 μm , alors que celui obtenu par simulation est de 20 μm . La distribution des hauteurs est bien reproduite par le modèle dans un rayon de 18 mm au centre de l'assemblage. En dehors de cette zone, le modèle ne peut être utilisé pour prédire la hauteur des joints de soudure. Il est supposé que la distribution de hauteur des soudures aux extrémités de l'assemblage ne provienne pas du fluage, mais plutôt de la forme initiale des composants.

La figure 4.8 présente les hauteurs mesurées et calculées des joints de soudure des cellules 10, 10B, 11 et 12. Ces données, bien que statistiquement faibles puisqu'il n'y a qu'une

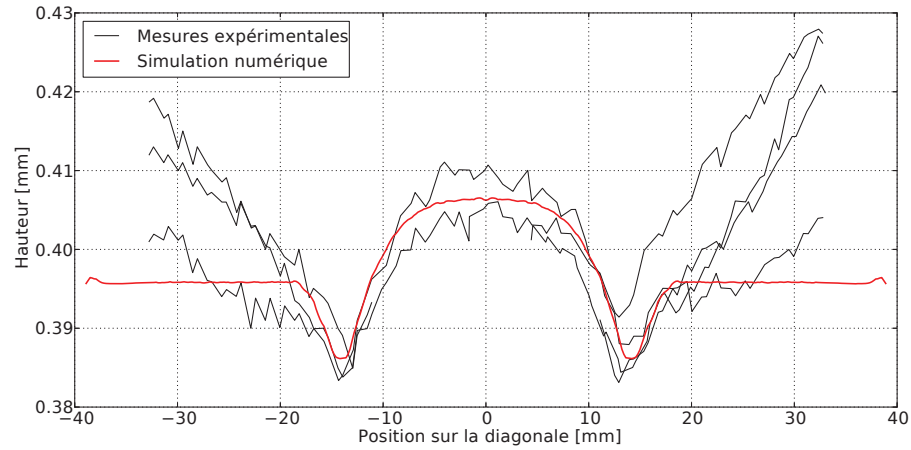


Figure 4.7 Comparaison des hauteurs calculées et mesurées des joints de soudure sur la diagonale de la cellule 8

seule pièce par cellule, sont utilisées pour valider le modèle de fluage obtenu à partir de la cellule 8. Les courbes sont tracées telles que mesurées ou calculées. Aucune transformation, comme un décalage sur l'ordonnée ou une rotation, ne peut être effectuée lors de la superposition puisque ce sont des hauteurs, et non des positions, qui sont comparées.

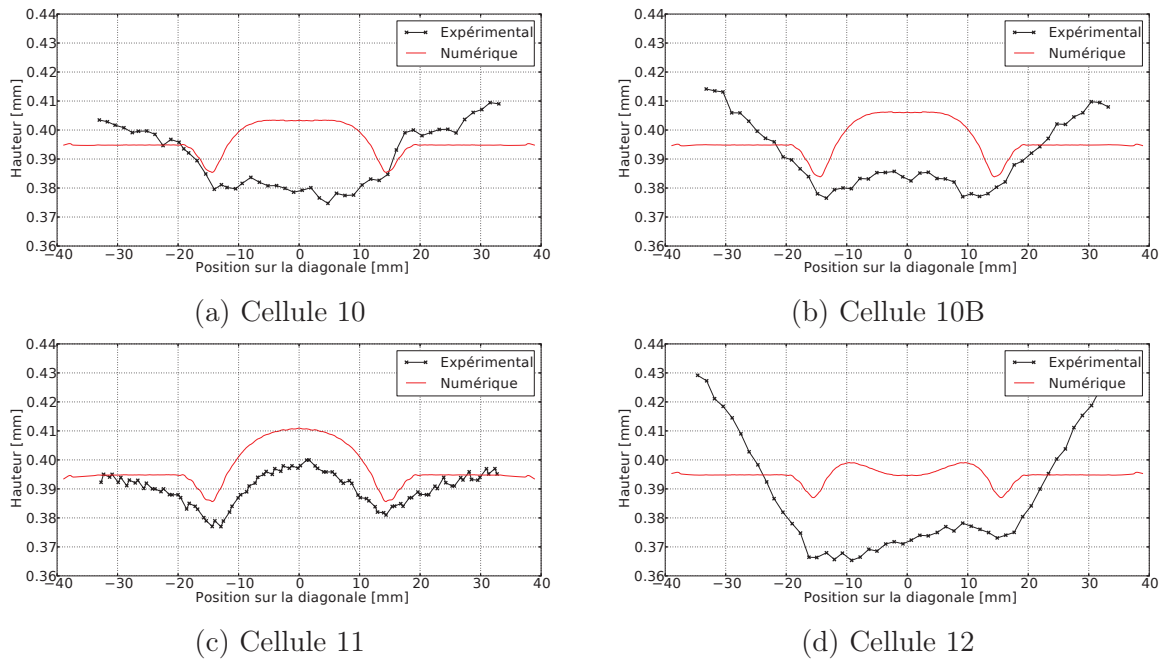


Figure 4.8 Validation de la loi de comportement par la prédiction de la hauteur des joints de soudure dans différents assemblages microélectroniques

Dans tous les cas de validation présentés, les hauteurs sont surestimées d'au moins $10\ \mu\text{m}$ par le modèle numérique. Ce décalage en hauteur pourrait s'expliquer par une surestimation du volume de soudure, ou par une mauvaise estimation des rayons aux interfaces,

dans le calcul de la forme initiale des joints de soudure. D'autres part, les courbes expérimentale et numérique dans la région sous la puce de silicium sont comparables pour les cellules 10B, 11 et 12. L'allure de la distribution de hauteurs mesurées sur la pièce de la cellule 10 ne concorde ni avec le modèle numérique ni avec les distributions typiquement retrouvées sur les diagonales d'assemblages microélectroniques. Ce résultat unique n'est donc pas considéré suffisamment fiable pour réfuter la validité du modèle.

La figure 4.9 présente les déformées hors plan, ou gauchissements, de la carte et du module au niveau de la diagonale pour les cellules 10, 10B, 11 et 12. Les courbes expérimentales mesurées au microscope sont superposées aux résultats numériques afin de comparer les profils. La forme des modules et la position des points d'inflexion sont bien reproduites par tous les modèles. Le rehaussement des extrémités de la diagonale est même conforme dans certains cas. Par contre, seul le profil mesuré sur la carte de la cellule 11 est comparable à son homologue numérique.

Les résultats numériques et expérimentaux de la carte se ressemblent sur trois aspects, soit la position du maximum, l'allure de parabole inversée et la forme bilinéaire des deux branches de la courbe. Ces particularités sont causées par le gauchissement du module. En revanche, la double pente est plus prononcée sur les courbes expérimentales. Le gauchissement du module n'explique pas la tendance des extrémités de la carte à se braquer vers le bas car, tel que présenté à la section 4.1.1, le capot de cuivre tire les extrémités du module vers le haut. Il est donc présumé que la carte n'est pas totalement coplanaire au moment de la solidification des joints de soudure et que la forme caractéristique des extrémités de la diagonale est attribuable au gauchissement de l'assemblage à haute température.

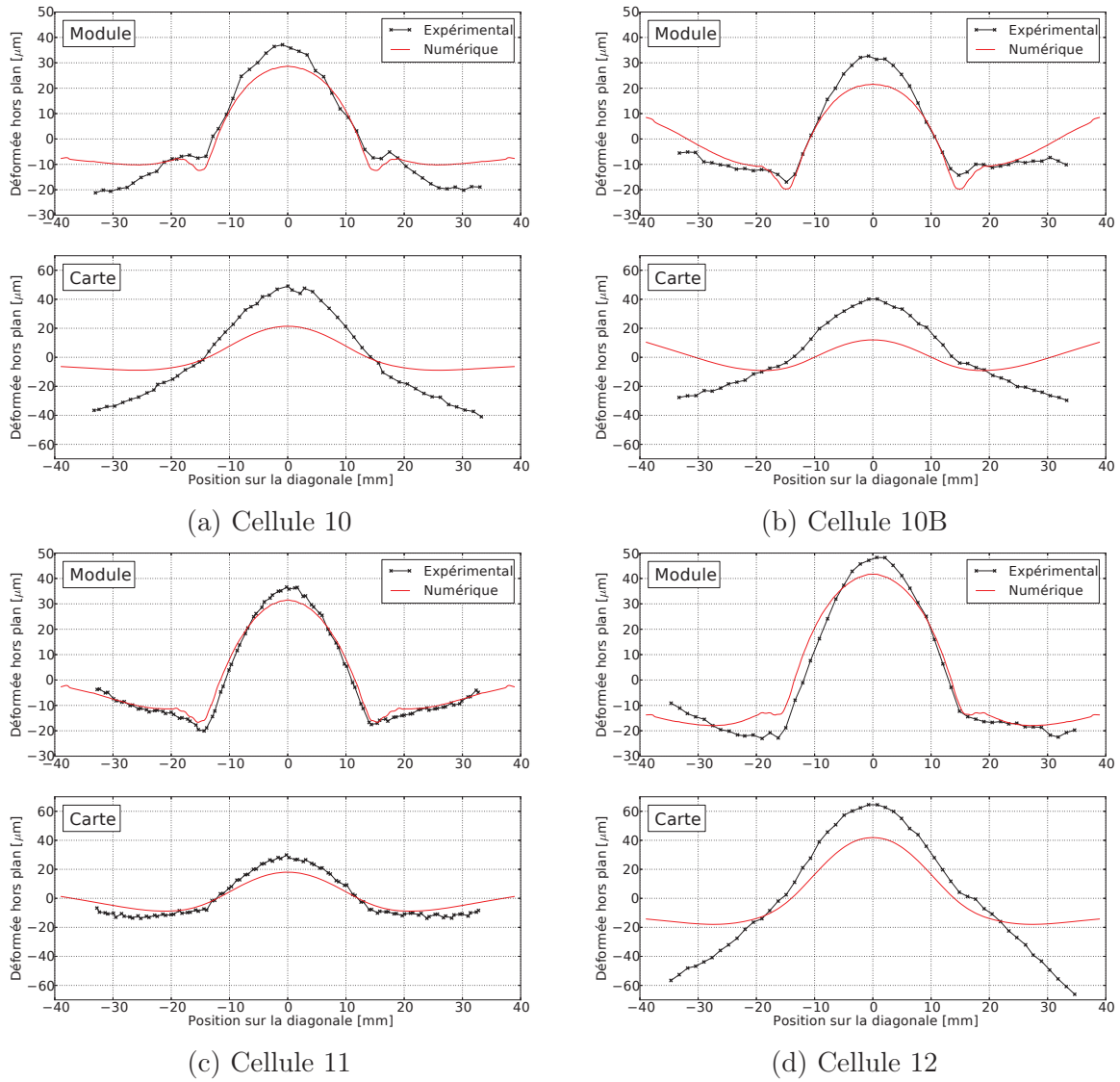


Figure 4.9 Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques des déformées hors plan de la carte et du module au niveau de la diagonale

4.2 Corrélation des résultats en fatigue

Cette section présente les résultats expérimentaux en fatigue et démontre s'il est possible de les prédire à l'aide de métriques calculées par la simulation numérique. Deux types de données expérimentales sont utilisées, soit des mesures de fissuration et des mesures de résistance électrique dans les joints de soudure.

4.2.1 Indice de fissuration

L'indice de fissuration est défini comme le ratio de l'aire de la fissure sur l'aire totale de la section du joint de soudure. Cet indice est mesuré après 6000 cycles ATC pour les cellules 10, 10B, 11, 11B et 12 définies au tableau 3.1, ainsi qu'après 6500 cycles pour la cellule 11B. Les fissures sont mesurées du côté module de l'assemblage puisqu'elles ont lieu dans le haut des joints de soudure. Des cartographies typiques de l'indice de fissuration et des métriques calculées les plus significatives sont d'abord présentées pour une cellule donnée. Puis, les corrélations entre les résultats numériques et expérimentaux à 6000 cycles pour les différents assemblages étudiés sont tracées et analysées.

La figure 4.10 présente les cartographies de l'indice de fissuration mesuré après 6000 et 6500 cycles sur la cellule 11B. Seulement le quart de symétrie comprenant le coin A01 est pris en compte. Les fissures sont étudiées à proximité et sous la puce de silicium, sur la diagonale, ainsi que sur les axes de symétrie verticale et horizontale. Le périmètre de la puce est représenté par des lignes solides noires passant par la rangée 18 et la colonne V. Les cercles vides représentent les joints de soudure existants qui ne sont pas analysés et les cercles gris représentent les emplacements où les faciès de rupture ne sont pas visibles.

Bien que l'amplitude moyenne de l'indice de fissuration varie selon la configuration des assemblages étudiés, la position des joints les plus endommagés demeure constante. Ces fissures se retrouvent principalement dans deux régions, soit dans une bande centrée de 2 à 3 mm à l'intérieur du périmètre de la puce de silicium (rangée 20 et colonne Y) ou à proximité du coin extérieur de la puce (emplacement U17). L'indice de fissuration diminue en s'approchant du centre de l'assemblage, ce qui est normal puisque ce dernier agit comme point neutre de l'assemblage où le cisaillement dû à la dilatation thermique est nul. Même s'il s'agit de pièces distinctes sensibles à la variabilité du procédé de fabrication et que l'échantillon est faible, une augmentation qualitative du niveau de fissuration est observée entre les cartographies à 6000 et 6500 cycles.

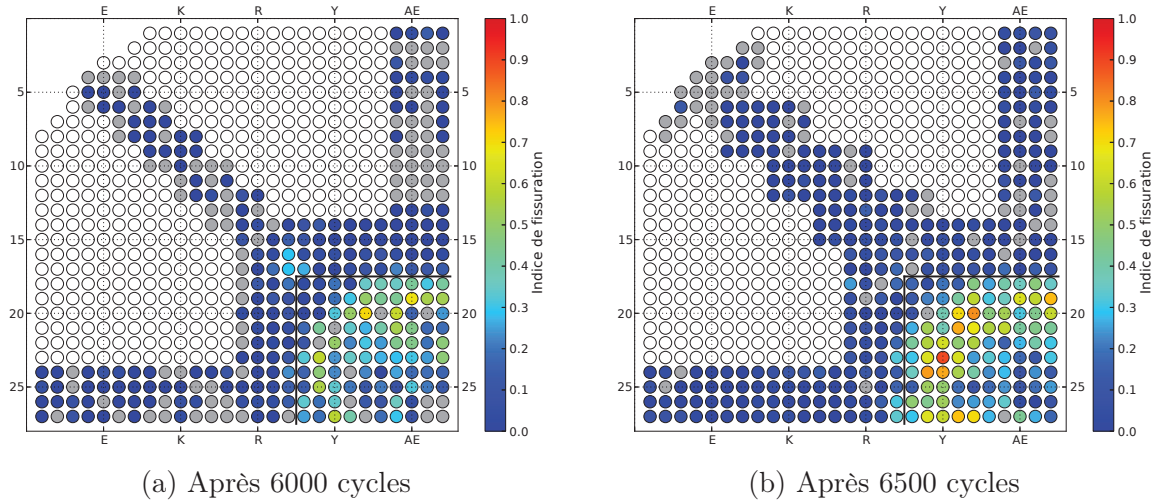


Figure 4.10 Cartographie des indices de fissuration mesurés sur la cellule 11B

La figure 4.11 présente les cartographies de la densité moyenne d'énergie de déformation en fluage accumulée par cycle ATC dans la couche inférieure et de la déformation maximale en fluage accumulée après la relaxation dans la couche supérieure des joints de soudure de la cellule 11B. La distribution de la densité d'énergie calculée est similaire aux distributions d'indices de fissuration, à l'exception des joints au centre de la puce et en périphérie du module où la métrique est relativement élevée. Par contre, la distribution de la déformation cumulative en fluage est passablement différente ; le point chaud à l'extérieur de la puce est apparent, mais la métrique est relativement trop élevée au centre de la puce. Les métriques extraites après la refusion présentent une cartographie similaire à la figure 4.11a, tandis que celles extraites après la relaxation ont une distribution semblable à la figure 4.11b. Cette observation est valable pour les valeurs moyennes et les maximums locaux.

La figure 4.12 présente la corrélation entre l'indice de fissuration après 6000 cycles et la densité moyenne d'énergie de déformation en fluage accumulée par cycle thermique dans la couche inférieure des joints de soudure. Les quartiles et la moyenne, calculés avec une fenêtre glissante de dimension variable, suggèrent qu'une relation monotonique existe entre les deux variables. L'écart interquartile moyen est de 0.13 et il varie de 0.03 à 0.35 selon la densité de points rencontrés en avançant sur l'abscisse.

La figure 4.13 présente la corrélation entre l'indice de fissuration après 6000 cycles et la déformation maximale en fluage accumulée après la relaxation dans la couche supérieure des joints de soudure. L'écart interquartile moyen est de 0.17 et il varie de 0.04 à 0.46 selon la position de la fenêtre sur l'axe de la déformation cumulative en fluage. La relation entre les deux variables ne peut pas être considérée monotonique puisque les directions

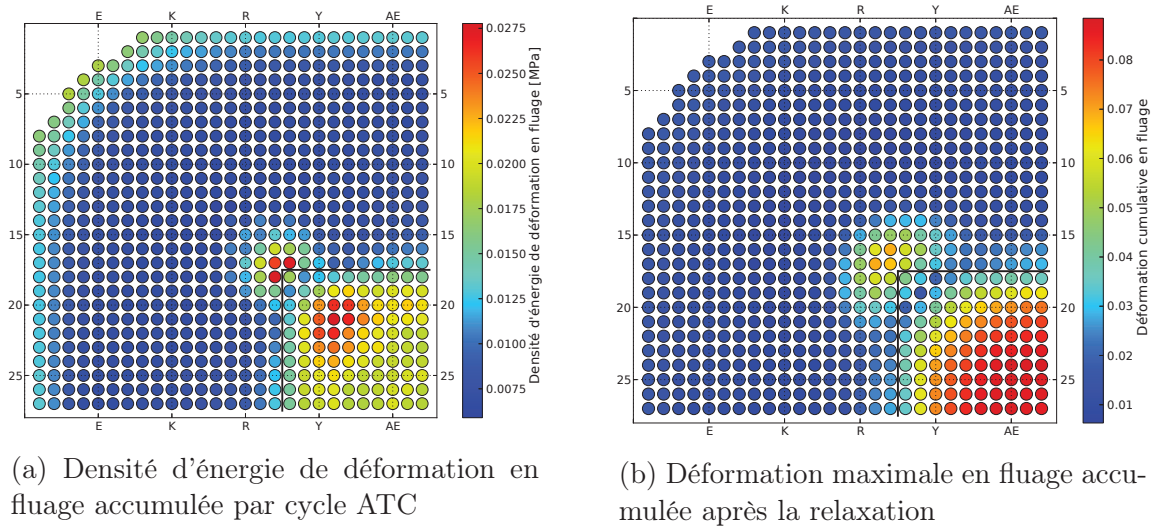


Figure 4.11 Cartographie des métriques calculées dans les joints de soudure de la cellule 11B

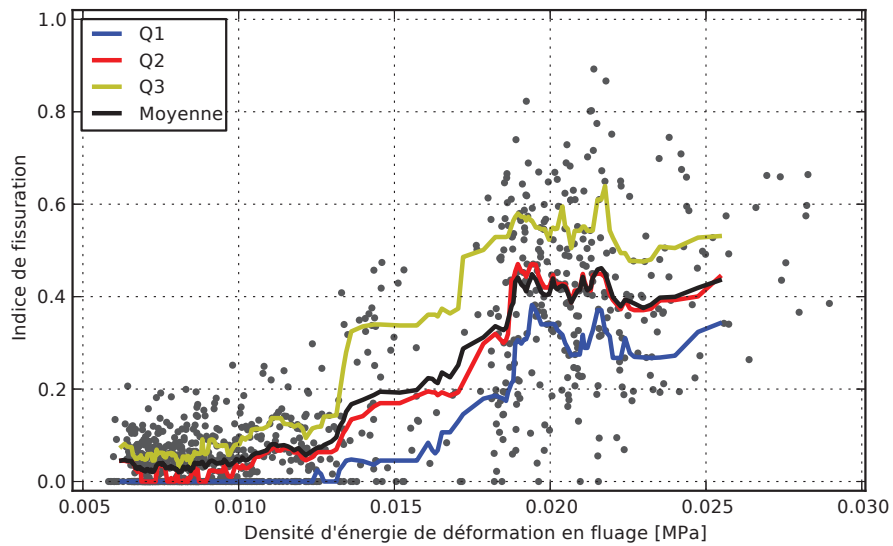


Figure 4.12 Corrélation entre l'indice de fissuration après 6000 cycles et la densité moyenne d'énergie de déformation en fluage accumulée par cycle ATC dans la couche inférieure des joints de soudure des cellules 10, 10B, 11, 11B et 12

des pentes de la médiane et de la moyenne sont inversées à quelques reprises. L'allure du nuage de points est conséquente avec les observations des cartographies de la cellule 11B, c'est-à-dire que la déformation est relativement trop élevée au centre de la puce et trop faible dans la bande intérieure où les fissures se retrouvent.

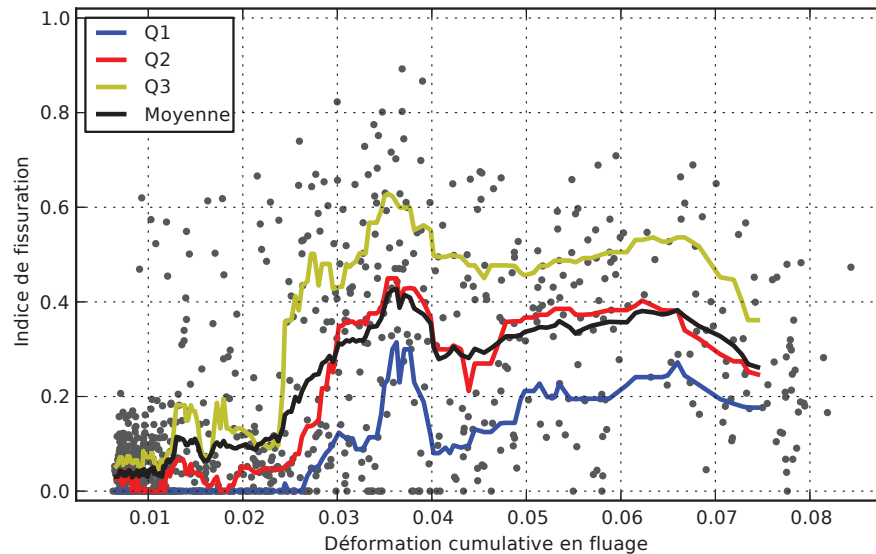


Figure 4.13 Corrélation entre l'indice de fissuration après 6000 cycles et la déformation maximale en fluage accumulée après la relaxation dans la couche supérieure des joints de soudure des cellules 10, 10B, 11, 11B et 12

Le fait que l'indice de fissuration corrèle mieux avec la variation d'une métrique par cycle thermique qu'avec la valeur absolue d'une métrique à un instant donné est cohérent avec la mécanique de la rupture classique. Cette dernière suppose que la vitesse de propagation de fissure est proportionnelle à la sévérité du chargement cyclique. Une valeur absolue à un instant donné ne sera donc pas représentative de l'état à la fin du test si son historique de chargement est trop différent de la sollicitation cyclique.

La figure 4.14 illustre la relation entre les métriques calculées sur les couches supérieure et inférieure. Les points sont colorés en fonction de la taille de la fissure mesurée dans les joints de soudure. La densité moyenne d'énergie de déformation accumulée par cycle thermique est plus élevée dans la couche inférieure pour la majorité des points ayant un indice de fissuration de plus de 20%. Certains points ont une valeur deux fois plus élevée dans la couche supérieure que dans la couche inférieure et plutôt anormale pour leur indice de fissuration bas. Ces valeurs aberrantes suggèrent que la partie supérieure de ces joints de soudure n'est pas modélisée adéquatement lors du cyclage thermique. Par conséquent, la métrique est prise dans la couche inférieure même si les fissures sont mesurées dans la partie supérieure des soudures. Ce constat est seulement valable pour la densité d'énergie

de déformation accumulée par cycle ATC. Par exemple, dans le cas de la déformation en fluage accumulée après relaxation, la métrique est plus élevée dans la couche supérieure et la relation est pratiquement linéaire entre les deux couches. Les résultats numériques sont donc pris dans les couches supérieures pour toutes autres combinaisons de métrique et de temps de mesure.

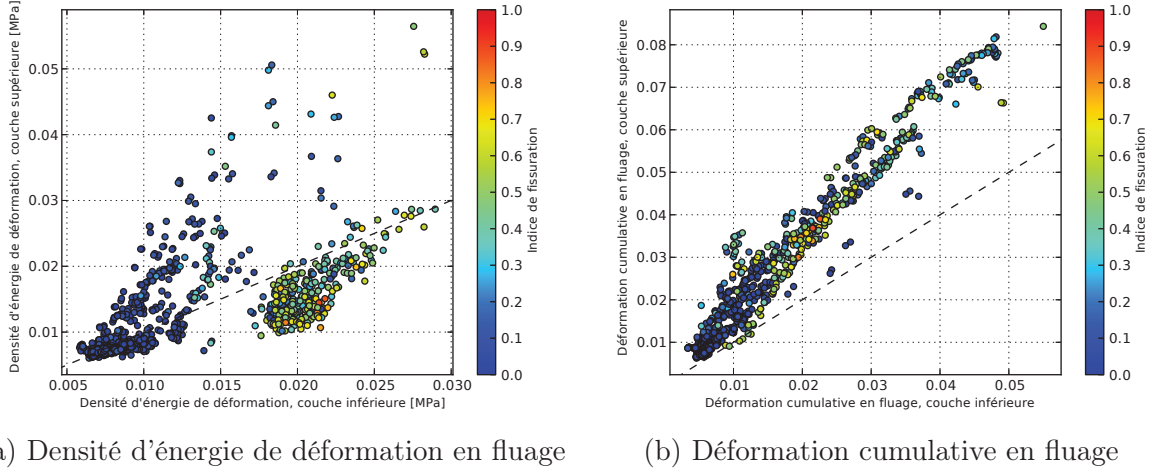


Figure 4.14 Relation entre les couches supérieure et inférieure pour (a) la densité moyenne d'énergie de déformation en fluage accumulée par cycle thermique et (b) la déformation maximale en fluage accumulée après relaxation

La figure 4.15 présente l'évolution de l'indice de fissuration de la cellule 11B en fonction du nombre de cycles thermiques et de la déformation maximale en fluage accumulée après la refusion dans la couche supérieure des joints de soudure. Les moyennes, calculées à l'aide de la fenêtre glissante, illustrent la relation entre les deux variables après 6000 et 6500 cycles. Les valeurs aberrantes sont ignorées dans l'analyse statistique. Les courbes sont toutes les deux monotoniques. Toutefois, la pente est légèrement plus prononcée après 6500 cycles.

La figure 4.16 illustre également l'évolution de l'indice de fissuration mais, en fonction de la densité moyenne d'énergie de déformation en fluage accumulée après la refusion dans la couche supérieure des BGA. Les mêmes caractéristiques sont observables pour la relation avec cette métrique que pour celle avec la déformation maximale en fluage accumulée après la refusion. De plus, une évolution similaire de l'indice de fissuration en fonction du nombre de cycles et de l'énergie accumulée par cycle thermique peut être constatée.

Ces résultats démontrent que l'état de déformation dans les joints de soudure après l'assemblage, soit immédiatement après la refusion, est proportionnel à la vitesse de propagation de fissure. Cette observation est valable autant pour une métrique globale, telle la densité

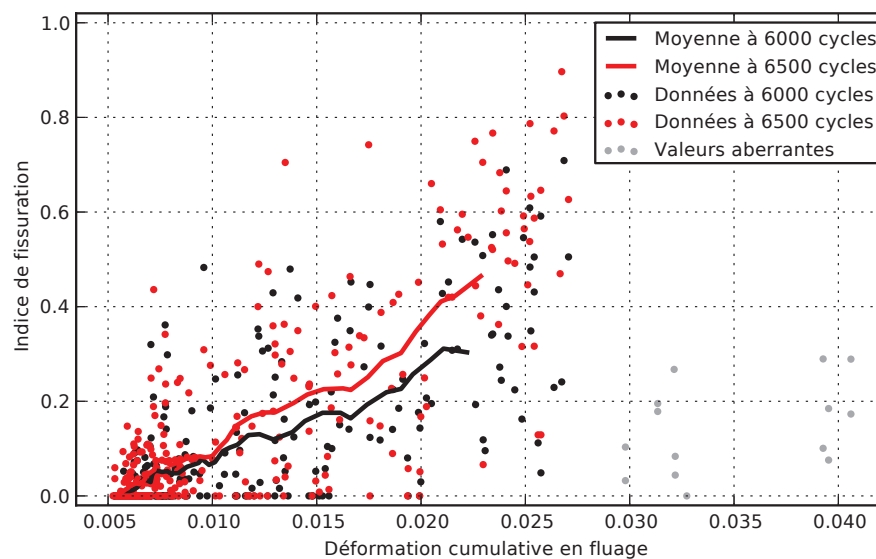


Figure 4.15 Évolution de l'indice de fissuration de la cellule 11B en fonction du nombre de cycles et de la déformation maximale en fluage accumulée après la refusion dans la couche supérieure des joints de soudure

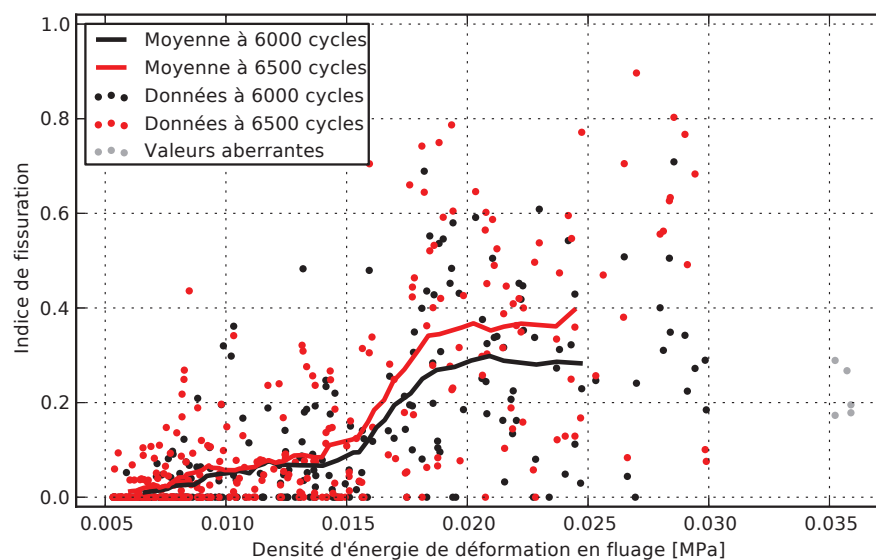


Figure 4.16 Évolution de l'indice de fissuration de la cellule 11B en fonction du nombre de cycles et de la densité moyenne d'énergie de déformation en fluage accumulée après la refusion dans la couche supérieure des joints de soudure

moyenne d'énergie de déformation en fluage, que pour une métrique locale, telle la déformation maximale cumulative en fluage. Par contre, les maxima locaux sont plus sensibles aux variations brusques de la géométrie, et donc à la qualité du maillage. La corrélation s'explique par la ressemblance des sollicitations entre un cycle thermique et le procédé de refusion. Dans les deux cas, un abaissement relativement rapide de la température génère des contraintes résiduelles dans les joints de soudure et une déformation inélastique en résulte. Par conséquent, l'état de déformation après la refusion est représentatif de la sévérité du chargement en fatigue thermique.

La figure 4.17 présente la corrélation entre l'indice de fissuration et la contrainte de von Mises maximale dans le joint de soudure calculée après le premier cycle thermique. Aucun joint de soudure ayant une contrainte sous le seuil de 4.2 MPa ne présente un indice de fissuration supérieur à 20%. Ce constat est valable pour les différents assemblages étudiés en fissuration après 6000 et 6500 cycles thermiques. Cette coupure franche est également observée après la simulation des deuxième et troisième cycles thermiques, mais n'est pas présente après la refusion ou la relaxation. Cet état de contrainte, sensible à la sévérité du chargement et aux variations brusques de la géométrie, semble être un bon indicateur de l'initiation de fissure, mais ne permet pas de prédire à quel moment elle aura lieu.

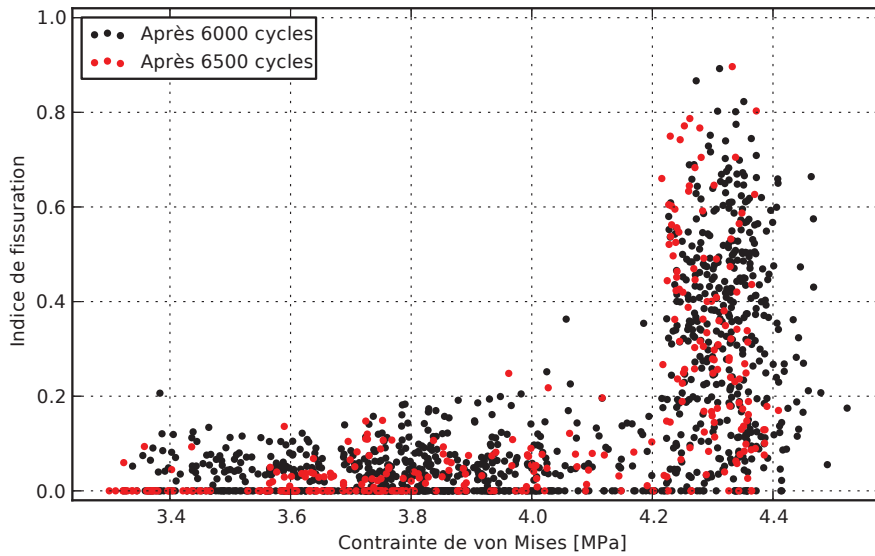


Figure 4.17 Corrélation entre l'indice de fissuration et la contrainte de von Mises maximale dans le joint de soudure calculée après le premier cycle ATC

La figure 4.18 illustre la position des joints de soudure de la cellule 11B dont la contrainte de von Mises maximale après le premier cycle thermique dépasse le seuil critique de 4.2 MPa. Ces joints, plus propices à l'initiation de fissures, se situent directement sous la puce de silicium ou dans un rayon de 3 mm à l'extérieur de son périmètre. Le constat est le même

pour tous les assemblages des cellules 10 à 12 modélisés en fissuration. Une attention particulière devrait être portée à cette région lors de la conception des guirlandes servant à mesurer l'intégrité des joints de soudure.

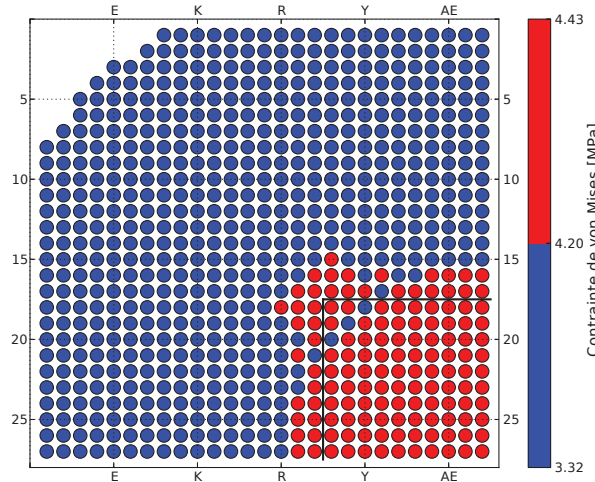


Figure 4.18 Cartographie bicolore de la contrainte de von Mises maximale dans les joints de soudure de la cellule 11B calculée après le premier cycle ATC

4.2.2 Résistance électrique

Cette section présente la corrélation entre les métriques obtenues par simulation et les indicateurs N_{50} expérimentaux provenant des mesures de résistance électrique. Le tableau 4.2 regroupe les paramètres des distributions de Weibull obtenues, où β est le paramètre de forme, λ est le paramètre d'échelle et R^2 est le coefficient de détermination. La fonction de répartition est donnée par l'équation 2.7. Le paramètre de position θ ne s'avère pas nécessaire pour obtenir une bonne corrélation et est posé à zéro dans tous les cas.

Tableau 4.2 Paramètres des distributions de Weibull

Cellule	Moindres carrés non linéaires				Maximum de vraisemblance			
	β	λ	R^2	N_{50}	β	λ	R^2	N_{50}
1	9.732	5328	0.97	5131	8.087	5537	0.85	5292
1B	7.058	4157	0.97	3946	5.237	4415	0.88	4117
2A	13.671	4207	0.96	4096	6.392	4456	0.71	4208
2C	19.812	3587	0.96	3522	4.674	4021	0.64	3718
4	17.352	4066	0.98	3981	8.550	4171	0.82	3996
4B	23.900	3647	0.97	3591	14.419	3645	0.90	3554
5	9.403	5477	0.90	5268	8.049	5751	0.72	5495
6A	8.287	4721	0.94	4517	6.863	4942	0.81	4685
7	25.168	4961	0.94	4889	9.734	5141	0.64	4951

L'ajustement des distributions de Weibull aux données expérimentales est effectué à l'aide de la méthode des moindres carrés non linéaires. Basée sur les coefficients de détermination présentés, cette dernière s'avère plus efficace que la traditionnelle méthode du maximum de vraisemblance, particulièrement en la présence de valeurs aberrantes. La plus grande différence de mesure de l'indicateur N_{50} entre les deux méthodes est de 227 cycles. Les distributions de Weibull des neuf cellules étudiées sont illustrées à la figure 4.19.

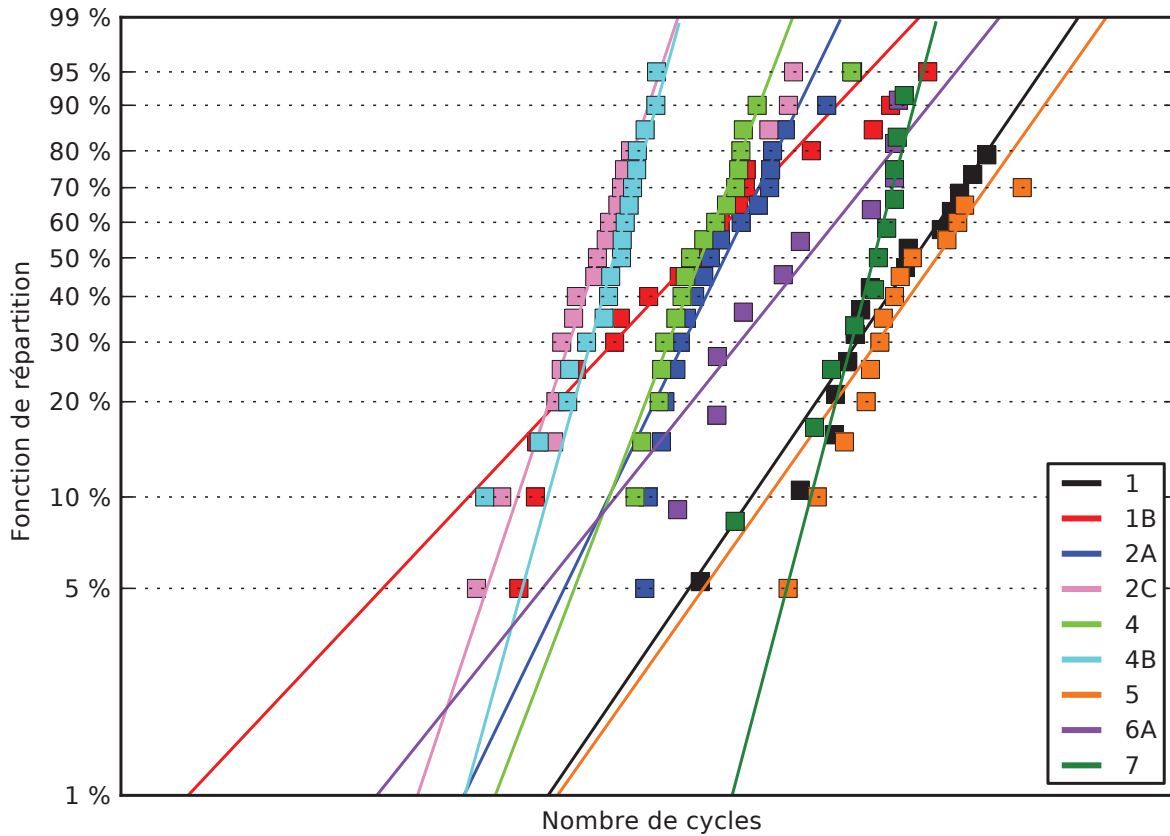


Figure 4.19 Distributions de Weibull des neuf cellules étudiées

L'erreur sur l'indicateur N_{50} estimée par l'approche de type Monte-Carlo pour chacune des distributions est donnée au tableau 4.3. Le premier quartile (Q1) et le troisième quartile (Q3) représentent respectivement la borne inférieure et supérieure, tandis que l'écart interquartile (EI) représente l'étendue ou la distance entre les deux bornes. L'étendue de l'erreur varie entre 62 et 286 cycles. Dans tous les cas, l'indicateur N_{50} est plus élevé que la médiane (Q2), ce qui suggère un certain biais de la méthode utilisée pour l'ajustement des distributions Weibull.

Le tableau 4.4 présente la capacité à prédire l'indicateur N_{50} de différentes métriques extraites à divers instants et positions dans le joint de soudure. Les métriques sont la

Tableau 4.3 Erreur estimée sur l'indicateur N_{50}

Cellule	N_{50}	Q1	Q2	Q3	Moyenne	EI
1	5131	4976	5087	5177	5076	201
1B	3946	3795	3904	4005	3895	210
2A	4096	4014	4070	4127	4068	113
2C	3522	3473	3504	3535	3504	62
4	3981	3915	3959	3999	3957	84
4B	3591	3552	3583	3609	3581	57
5	5268	5113	5230	5336	5222	223
6A	4517	4276	4423	4562	4417	286
7	4889	4812	4855	4901	4853	89

densité d'énergie de déformation en fluage (SENDCRE), la déformation cumulative en fluage (NLCRE) et la contrainte de von Mises (SEQV). Elles sont extraites en valeur absolue après la refusion, la relaxation, le premier cycle thermique (ATC 1) et le deuxième cycle thermique (ATC 2). La progression moyenne d'une métrique par cycle thermique (Δ ATC) est également utilisée. Les différentes positions d'extraction sont des couches de 25 μ m d'épaisseur dans le haut et le bas de la soudure, ainsi que le joint entier. La densité d'énergie de déformation en fluage est une valeur moyennée sur le volume, tandis que la déformation cumulative en fluage et la contrainte de von Mises sont des valeurs maximales prises dans la région étudiée.

Le modèle mathématique employé pour lier ces métriques à l'indicateur N_{50} est une loi exponentielle à trois paramètres, soit l'équation 3.6. Le coefficient de détermination R^2 est utilisé comme indicateur de performance de chacune des corrélations. Plus le coefficient R^2 est près de 1, plus la relation entre la métrique calculée et l'indicateur N_{50} suit l'équation 3.6. Cette approche est seulement valable si le modèle mathématique choisi est adéquat, mais permet de quantifier la corrélation entre les différentes variables. Le tableau 4.5 démontre que la loi exponentielle à trois paramètres représente généralement mieux les données expérimentales qu'une loi de puissance à deux paramètres, soit l'équation 3.4, ou qu'une loi exponentielle à deux paramètres, soit l'équation 3.5.

Telle que présentée pour l'indice de fissuration à la section 4.2.1, la déformation maximale en fluage accumulée après la refusion semble être un bon prédicteur de l'indicateur N_{50} . La valeur maximale de la métrique est extraite dans le joint entier, ce qui permet différents emplacements de fissuration pour chaque cellule. La corrélation est illustrée à la figure 4.20. L'intervalle d'erreur sur la prédiction est de $\pm 10\%$ et la racine de l'erreur quadratique moyenne (RMSE) est de 259 cycles. Les constantes des modèles prédictifs sont données au tableau 4.5. Contrairement à la tendance générale, cette métrique prédit légèrement

Tableau 4.4 Coefficients de détermination R^2 de la corrélation entre les métriques calculées et l'indicateur N_{50} mesuré

Position	Métrique	Refusion	Relaxation	ATC 1	ATC 2	Δ ATC
Couche supérieure	SENDCRE	0.23	0.81	0.67	0.54	0.19
	NLCRE	0.65	0.94	0.76	0.60	0.25
	SEQV	-	0.91	-	-	-
Couche inférieure	SENDCRE	0.56	0.65	0.50	0.34	0.25
	NLCRE	0.70	0.87	0.53	0.34	0.30
	SEQV	-	0.86	-	-	-
Joint entier	SENDCRE	0.52	0.63	0.48	0.43	0.27
	NLCRE	0.79	0.93	0.68	0.53	0.30
	SEQV	-	0.93	-	-	-

mieux les résultats expérimentaux lorsqu'elle est utilisée avec une loi de puissance à deux paramètres, soit l'équation 3.4.

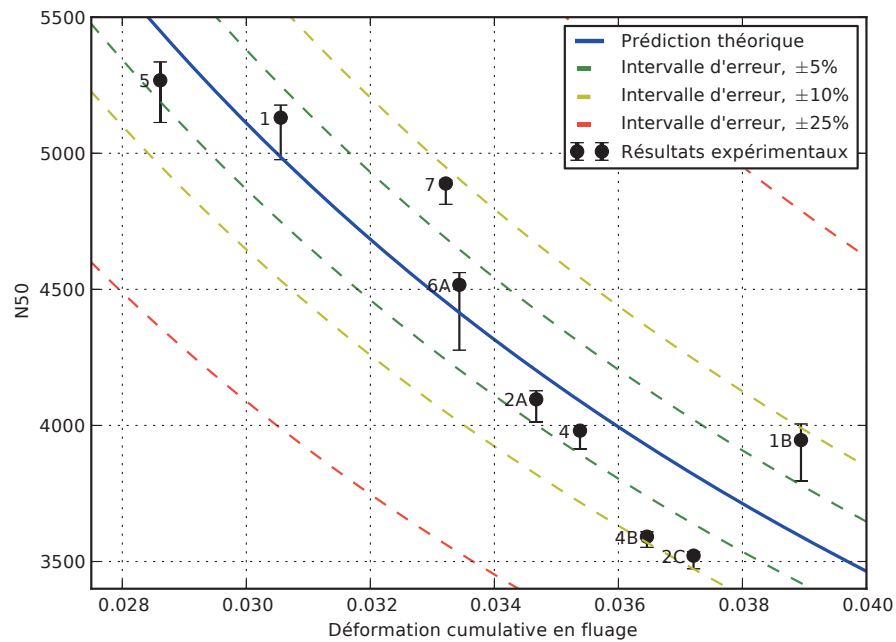
Le meilleur prédicteur de l'indicateur N_{50} s'avère être la déformation maximale en fluage accumulée après la relaxation dans la couche supérieure. Cette corrélation est illustrée à la figure 4.21. L'intervalle d'erreur sur la prédiction est pratiquement de $\pm 5\%$ et la racine de l'erreur quadratique moyenne est de 151 cycles, ce qui est en deçà de l'erreur de mesure de l'indicateur N_{50} . Les constantes des modèles prédictifs sont donnés au tableau 4.5.

Contrairement aux résultats obtenus à la section 4.2.1, la densité moyenne d'énergie de déformation en fluage accumulée par cycle ATC dans les couches inférieur ou supérieur n'offre pas une aussi bonne corrélation avec les N_{50} . Cette corrélation est illustrée à la figure 4.22. L'intervalle d'erreur sur la prédiction est de $\pm 25\%$ et la racine de l'erreur quadratique moyenne est de 532 cycles. Les constantes des modèles prédictifs sont donnés au tableau 4.5. De plus, la contrainte de von Mises maximale dans le joint de soudure extraite après le premier cycle thermique n'est aucunement liée à l'indicateur N_{50} .

Une meilleure corrélation est obtenue pour les métriques déterminées comme des valeurs maximales plutôt que des moyennes sur une certaine région. Ce résultat démontre que la région sur laquelle la moyenne est effectuée n'est pas nécessairement optimale. De plus, les métriques absolues extraites après la refusion et la relaxation offrent une meilleure corrélation que celles accumulées par cycle ATC. Ce constat suggère deux avenues : l'état initial de l'assemblage est plus critique que sa sollicitation cyclique ou la physique du cyclage thermique n'est pas bien modélisée dans certaines régions. Toutefois, les résultats de la section 4.2.1 indiquent qu'il y a une bonne corrélation entre l'indice de fissuration et les métriques accumulées par cycle ATC. La deuxième avenue est donc plus plausible.

Tableau 4.5 Constantes des modèles prédictifs de l'indicateur N_{50} pour différentes combinaisons de métriques

Métrique	Équation	C_0	C_1	C_2	R^2	RMSE
NLCRE dans le joint entier après la refusion	3.4	44.651	1.3518	-	0.82	259
	3.5	1169.1	0.04422	-	0.81	265
	3.6	2198.3	0.01274	0.01474	0.79	281
NLCRE dans la couche supérieure après la relaxation	3.4	313.59	0.9117	-	0.91	180
	3.5	1680.7	0.05256	-	0.93	158
	3.6	2550.3	0.01579	0.02481	0.94	151
SENDCRE dans la couche inférieure par cycle ATC	3.4	99.083	0.9995	-	0.18	558
	3.5	2158.7	0.01589	-	0.24	534
	3.6	2496.3	0.00953	0.00544	0.25	532

Figure 4.20 Corrélation entre les N_{50} expérimentaux et la déformation maximale en fluage accumulée après la refusion dans l'intégralité des joints de soudure

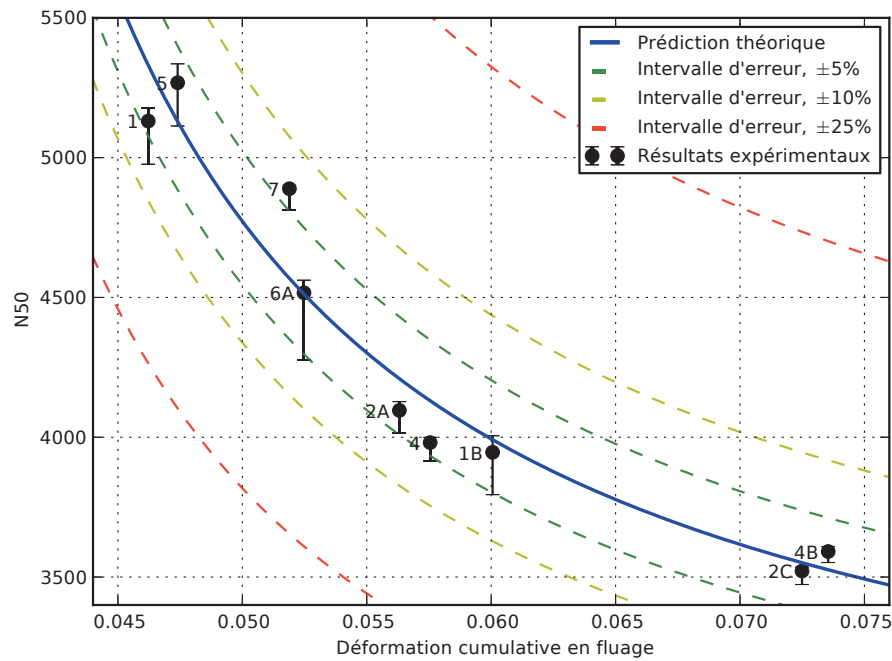


Figure 4.21 Corrélation entre les N_{50} expérimentaux et la déformation maximale en fluage accumulée après la relaxation dans la couche supérieure des joints de soudure

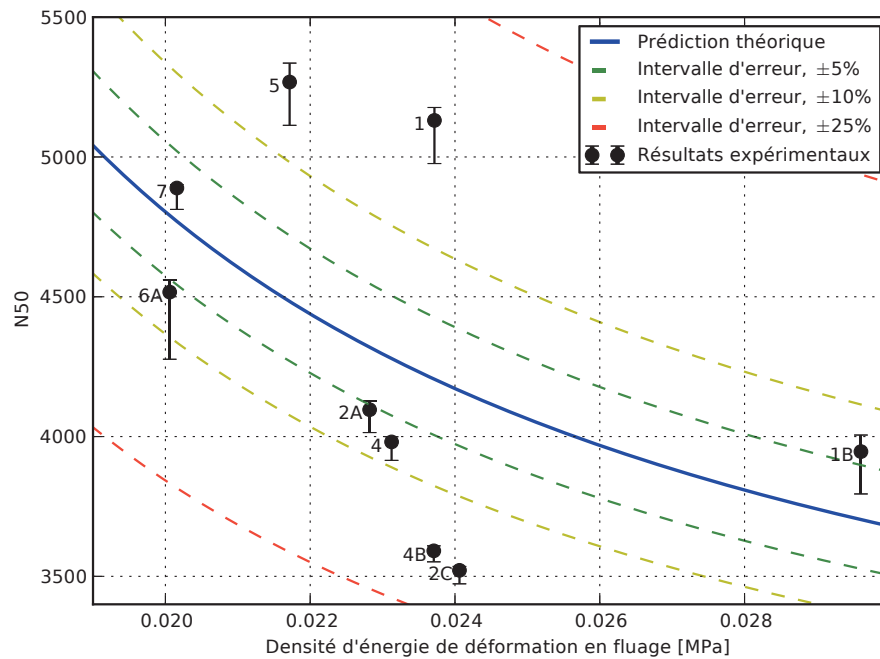


Figure 4.22 Corrélation entre les N_{50} expérimentaux et la densité moyenne d'énergie de déformation en fluage accumulée par cycle ATC dans la couche inférieure des joints de soudure

CHAPITRE 5

CONCLUSION

Ce projet de maîtrise a été effectué en milieu industriel dans le cadre d'un partenariat avec IBM Canada situé à Bromont, le Fonds québécois de la recherche sur la nature et les technologies (FQRNT) et le Conseil de recherches en sciences naturelles et en génie du Canada (CRSNG). Le présent document détaille la méthodologie ayant permis de vérifier si une corrélation existe entre la durée de vie en fatigue thermique d'un assemblage microélectronique et l'état des joints de soudure après le processus d'attachement à la carte.

Le premier objectif spécifique du projet était de développer une méthode de calcul permettant de simuler le processus d'attachement d'un module à une carte avec une précision suffisante et un temps de calcul raisonnable. Tous les choix de modélisation décrits à la section 3.1 ont été effectués dans cette optique. Plus d'une centaine de simulations du processus d'assemblage à la carte ont été réalisées en quelques mois pour calibrer le modèle numérique.

Le deuxième objectif spécifique était de valider la précision de la méthode à l'aide de mesures expérimentales. La section 4.1 a démontré l'efficacité du modèle à prédire le gauchissement de plusieurs modules et la distribution de hauteur des joints de soudure dans différents assemblages. Cette validation avec les résultats expérimentaux indique que la précision du modèle numérique est suffisante pour représenter les phénomènes physiques en jeu.

Il a été démontré par la simulation du processus d'assemblage d'un module que le matériau de l'interface thermique nécessite des propriétés mécaniques non-linéaires pour que la déformée hors plan calculée corrèle avec les mesures expérimentales. Le matériau doit être plus rigide en compression qu'en tension pour tenir compte de la présence de billes métalliques à l'intérieur de la pâte thermique.

L'analyse de la distribution de hauteur des joints de soudure mesurés sur la diagonale a révélé que le modèle de fluage de l'alliage Sn-Ag-Cu doit être adapté en fonction du maillage. Les constantes de fluage provenant d'échantillons en tension ne génèrent pas suffisamment de déformation inélastique pour reproduire, par simulation, la distribution de hauteur expérimentale des BGA. Le modèle de fluage obtenu offre une moins grande résistance à la déformation que les modèles présentés dans la littérature. Toutefois, compte

tenu de la variation des mesures de rigidité et de fluage entre les différents auteurs, le modèle utilisé ne semble pas démesuré.

Le troisième objectif spécifique était d'étudier les relations entre diverses métriques obtenues dans les joints de soudure par la simulation du processus d'assemblage à la carte et les durées de vie en fatigue obtenues expérimentalement. La section 4.2 a présenté différentes corrélations entre les résultats numériques et les données expérimentales de fatigue, soit les indices de fissuration et les indicateurs N_{50} .

La déformation maximale en fluage accumulée dans les joints de soudure après la refusion corrèle à la fois avec l'indice de fissuration et l'indicateur N_{50} . Ces résultats démontrent que l'état des joints de soudure après le processus d'assemblage à la carte peut être utilisé pour prédire la fiabilité des assemblages microélectroniques en fatigue thermique. Ce constat n'est pas inattendu puisque la sollicitation thermique du processus de refusion est similaire à celle d'un cycle ATC. Cela signifie que les calculs de durée de vie en fatigue peuvent être accélérés en négligeant la modélisation de la relaxation et des premiers cycles thermiques.

La densité moyenne d'énergie de déformation accumulée par cycle ATC offre une bonne corrélation avec l'indice de fissuration. Par contre, la marge d'erreur est de 25% sur la prédiction de l'indicateur N_{50} . Bien que ce niveau de précision soit semblable aux résultats présentés dans la littérature, la corrélation est moins bonne que pour les métriques extraites après la refusion et la relaxation. Une explication possible est que la physique du cycle thermique n'est pas bien modélisée aux interfaces de certains joints de soudure et que l'erreur occasionnée influence la position du BGA le plus sollicité dans la guirlande.

Il a été montré que la contrainte de von Mises maximale extraite dans les joints de soudure après le premier cycle thermique est indicateur de l'initiation de fissure. Dans le cas du maillage et du modèle de matériau utilisés dans ce projet, il n'y a aucune propagation de fissure lorsque la contrainte maximale dans un joint de soudure est en dessous de 4.2 MPa.

Puisque les trois objectifs spécifiques ont été rencontrés, l'objectif général est considéré atteint. Il est possible d'établir une corrélation entre l'état des joints de soudure après le processus d'attachement à la carte et la durée de vie en fatigue thermique de l'assemblage microélectronique. Cette approche numérique peut être utilisée pour orienter les différents choix de composantes afin d'optimiser la durée de vie en fatigue thermique d'un assemblage microélectronique.

Les nouvelles perspectives de recherche pourraient inclure l'influence du maillage des joints de soudure et de la méthode d'extraction sur la précision des métriques. Il a été démontré

que les régions utilisées pour le calcul des métriques moyennes ne sont pas optimales puisque les valeurs maximales de ces mêmes métriques offrent une meilleure corrélation.

Un aspect qui n'a pas été couvert suffisamment par les travaux est l'état initial de la carte et du module avant l'assemblage. L'influence de la forme initiale des interfaces à haute température sur la distribution de hauteur des joints de soudure et sur les métriques extraites n'a pas été étudiée. C'est également le cas pour l'utilisation de l'hypothèse des petites déformations.

Un autre aspect qui n'a pas été analysé est la sensibilité des résultats par rapport aux modèles de matériaux utilisés pour la carte et les joints de soudure. L'influence d'une modélisation orthotropique de la carte ou d'une variation des propriétés mécaniques des joints de soudure sur la corrélation des résultats en fatigue n'a pas été déterminée.

Le caractère aléatoire du processus physique d'attachement à la carte n'est pas considéré dans le modèle déterministe utilisé. Cette variabilité touche, entre autres, l'état initial des composantes, les propriétés mécaniques des différents matériaux, la géométrie des BGA et la présence de vide dans les joints de soudure. Une approche de modélisation stochastique permettrait d'évaluer la sensibilité des résultats par rapport à ces incertitudes.

Finalement, des travaux futurs pourraient inclure une étude plus exhaustive de la corrélation entre l'indice de fissuration et la métrique numérique extraite dans les joints de soudure après la refusion. La méthodologie développée pour l'analyse des faciès de rupture permet de mesurer simplement l'indice de fissuration. Il serait possible d'utiliser cette méthode pour quantifier la fissuration de plusieurs types d'assemblage après différents nombres de cycles thermiques, et ainsi déterminer un modèle de propagation de fissure.

LISTE DES RÉFÉRENCES

- [1] ANSYS® Mechanical, Release 12.1 (2009). *Structural Analysis Guide*. ANSYS, Inc., 460 p.
- [2] Brakke, K. A. (1992). The surface evolver. *Experimental Mathematics*, volume 1, numéro 2, p. 141–165.
- [3] Brown, S. B., Kim, K. H. et Anand, L. (1989). An internal variable constitutive model for hot working of metals. *International Journal of Plasticity*, volume 5, numéro 2, p. 95–130.
- [4] Caers, J. F. J. M., Zhao, X. J., Wong, E., Seah, S. K. W., Selvanayagam, C., Van Driel, W., Owens, N., Leoni, M., Tan, L. C., Eu, P., Lai, Y.-S. et Yeh, C.-L. (2010). A study of crack propagation in pb-free solder joints. *IEEE Transactions on Electronics Packaging Manufacturing*, volume 33, numéro 2, p. 84–90.
- [5] Chaillot, A., Massiot, G., Munier, C., Lombaert-Valot, I., Bousquet, S., Chastanet, C., Plouseau, D., Munier, E., Maron, D., Raynal, P. *et al.* (2007). Finite element modelling (FEM) of green electronics in aeronautical and military communication systems (GEAMCOS). Dans *International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation Experiments in Microelectronics and Micro-Systems, 2007. EuroSime 2007*. IEEE, p. 1–8.
- [6] Che, F. et Pang, J. (2004). Thermal fatigue reliability analysis for PBGA with Sn-3.8Ag-0.7Cu solder joints. Dans *Electronics Packaging Technology Conference, 2004. EPTC 2004. Proceedings of 6th*. IEEE, p. 787–792.
- [7] Che, F. X., Pang, H. L. J., Zhu, W. H., Sun, W., Sun, A. Y., Wang, C. K. et Tan, H. B. (2007). Development and assessment of global-local modeling technique used in advanced microelectronic packaging. Dans *International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation Experiments in Microelectronics and Micro-Systems, 2007. EuroSime 2007*. IEEE, p. 1–7.
- [8] Clech, J., Henshall, G. et Miremadi, J. (2009). Closed-form, strain-energy based acceleration factors for thermal cycling of lead-free assemblies. Dans *Proceedings from 2009 SMTAI Conference*. p. 393–408.
- [9] Clech, J.-P., Noctor, D., Manock, J., Lynott, G. et Bader, F. (1994). Surface mount assembly failure statistics and failure free time. Dans *Electronic Components and Technology Conference, 1994. Proceedings., 44th*. IEEE, p. 487–497.
- [10] Darveaux, R. (2000). Effect of simulation methodology on solder joint crack growth correlation. Dans *Electronic Components & Technology Conference, 2000. 2000 Proceedings. 50th*. IEEE, p. 1048–1058.
- [11] de Sousa, I., McCormick, H., Lu, H., Martel, R. et Ouimet, S. (2008). Module camber effect on card assembly and reliability for large flip chip BGA organic packages. Dans

- Electronic Components and Technology Conference, 2008. ECTC 2008. 58th.* IEEE, p. 397–405.
- [12] Fan, X., Pei, M. et Bhatti, P. K. (2006). Effect of finite element modeling techniques on solder joint fatigue life prediction of flip-chip BGA packages. Dans *Electronic Components and Technology Conference, 2006. Proceedings. 56th.* IEEE, p. 972–980.
 - [13] Guedon-Gracia, A., Woirgard, E. et Zardini, C. (2008). Reliability of lead-free BGA assembly : Correlation between accelerated ageing tests and FE simulations. *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, volume 8, numéro 3, p. 449–454.
 - [14] Henderson, D., Woods, J., Gosselin, T., Bartelo, J., King, D., Korhonen, T., Korhonen, M., Lehman, L., Cotts, E., Kang, S., Lauro, P., Shih, D., Goldsmith, C. et Puttlitz, K. (2004). The microstructure of Sn in near-eutectic Sn-Ag-Cu alloy solder joints and its role in thermomechanical fatigue. *Journal of Materials Research*, volume 19, numéro 6, p. 1608–1612.
 - [15] JEDEC® (2009). *Standard JESD22-A104D Temperature Cycling*. JEDEC Solid State Technology Association, 12 p.
 - [16] Kang, S., Shih, D., Donald, N., Henderson, W., Gosselin, T., Sarkhel, A., Charles Goldsmith, N., Puttlitz, K. et Choi, W. (2003). Ag₃Sn plate formation in the solidification of near-ternary eutectic Sn-Ag-Cu. *JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*, volume 55, numéro 6, p. 61–65.
 - [17] Keller, J., Baither, D., Wilke, U. et Schmitz, G. (2011). Mechanical properties of Pb-free SnAg solder joints. *Acta Materialia*, volume 59, numéro 7, p. 2731–2741.
 - [18] Kim, K., Huh, S. et Suganuma, K. (2002). Effects of cooling speed on microstructure and tensile properties of Sn-Ag-Cu alloys. *Materials Science and Engineering : A*, volume 333, numéro 1-2, p. 106–114.
 - [19] Korhonen, T.-M. K., Lehman, L. P., Korhonen, M. A. et Henderson, D. W. (2007). Isothermal fatigue behavior of the near-eutectic Sn-Ag-Cu alloy between -25C and 125C. *Journal of Electronic Materials*, volume 36, numéro 2, p. 173–178.
 - [20] Korhonen, T.-M. K., Turpeinen, P., Lehman, L. P., Bowman, B., Thiel, G. H., Parkes, R. C., Korhonen, M. A., Henderson, D. W. et Puttlitz, K. J. (2004). Mechanical properties of near-eutectic Sn-Ag-Cu alloy over a wide range of temperatures and strain rates. *Journal of Electronic Materials*, volume 33, numéro 12, p. 1581–1588.
 - [21] LaLonde, A., Emelander, D., Jeannette, J., Larson, C., Rietz, W., Swenson, D. et Henderson, D. (2004). Quantitative metallography of beta-Sn dendrites in Sn-3.8Ag-0.7Cu ball grid array solder balls via electron backscatter diffraction and polarized light microscopy. *Journal of Electronic Materials*, volume 33, numéro 12, p. 1545–1549.
 - [22] Lau, J. H. (2000). *Low Cost Flip Chip Technologies for DCA, WLCSP, and PBGA Assemblies*, 1^{re} édition. McGraw-Hill Professional, 585 p.

- [23] Lee, W. W., Nguyen, L. T. et Selvaduray, G. S. (2000). Solder joint fatigue models : review and applicability to chip scale packages. *Microelectronics Reliability*, volume 40, numéro 2, p. 231–244.
- [24] Pang, J. et Xiong, B. (2005). Mechanical properties for 95.5Sn-3.8Ag-0.7Cu lead-free solder alloy. *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies*, volume 28, numéro 4, p. 830–840.
- [25] Qiang, W., Lihua, L., Xuefan, C., Xiaohong, W. et Lee, Y. J. (2007). Experimental determination and modification of Anand model constants for Pb-free material 95.5Sn4.0Ag0.5Cu. Dans *International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation Experiments in Microelectronics and Micro-Systems, 2007. EuroSime 2007*. IEEE, p. 1–9.
- [26] Ramberg, W. et Osgood, W. (1943). *Description of stress-strain curves by three parameters* (Technical Note 902). National Advisory Committee for Aeronautics, Washington, DC, 27 p.
- [27] Reinikainen, T. O., Marjamäki, P. et Kivilahti, J. K. (2005). Deformation characteristics and microstructural evolution of SnAgCu solder joints. Dans *Proceedings of the 6th International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Micro-Electronics and Micro-Systems, 2005. EuroSimE 2005*. IEEE, p. 91– 98.
- [28] ReliaSoft® (2008). *Life Data Analysis Reference*. ReliaSoft Publishing, 417 p.
- [29] Rodgers, B., Flood, B., Punch, J. et Waldron, F. (2005). Experimental determination and finite element model validation of the anand viscoplasticity model constants for SnAgCu. Dans *Proceedings of the 6th International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Micro-Electronics and Micro-Systems, 2005. EuroSimE 2005*. IEEE, p. 490– 496.
- [30] Sawada, Y., Harada, K. et Fujioka, H. (2003). Study of package warp behavior for high-performance flip-chip BGA. *Microelectronics Reliability*, volume 43, numéro 3, p. 465–471.
- [31] Schubert, A., Dudek, R., Auerswald, E., Gollbardt, A., Michel, B. et Reichl, H. (2003). Fatigue life models for SnAgCu and SnPb solder joints evaluated by experiments and simulation. Dans *Electronic Components and Technology Conference, 2003. Proceedings. 53rd*. IEEE, p. 603–610.
- [32] Shnawah, D. A., Sabri, M. F. M. et Badruddin, I. A. (2012). A review on thermal cycling and drop impact reliability of SAC solder joint in portable electronic products. *Microelectronics Reliability*, volume 52, numéro 1, p. 90–99.
- [33] Swenson, D. (2007). The effects of suppressed beta tin nucleation on the microstructural evolution of lead-free solder joints. *Journal of Materials Science : Materials in Electronics*, volume 18, numéro 1-3, p. 39–54.

- [34] Syed, A. (2004). Accumulated creep strain and energy density based thermal fatigue life prediction models for SnAgCu solder joints. Dans *Electronic Components and Technology Conference, 2004. Proceedings. 54th.* volume 1. IEEE, Las Vegas, NV, USA, p. 737–746.
- [35] Syed, A. (2006). Updated life prediction models for solder joints with removal of modeling assumptions and effect of constitutive equations. Dans *7th International Conference on Thermal, Mechanical and Multiphysics Simulation and Experiments in Micro-Electronics and Micro-Systems, 2006. EuroSime 2006.* IEEE, p. 1–9.
- [36] Sylvestre, J. (2007). Integrated modeling of C4 interconnects. Dans *Electronic Components and Technology Conference, 2007. ECTC '07. Proceedings. 57th.* IEEE, p. 1084–1090.
- [37] Tunga, K. et Sitaraman, S. (2010). Predictive model development for life prediction of PBGA packages with SnAgCu solder joints. *IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies*, volume 33, numéro 1, p. 84–97.
- [38] Wang, G. Z., Cheng, Z. N., Becker, K. et Wilde, J. (2001). Applying Anand model to represent the viscoplastic deformation behavior of solder alloys. *Journal of Electronic Packaging*, volume 123, numéro 3, p. 247–253.
- [39] Weibull, W. (1951). A statistical distribution function of wide applicability. *Journal of Applied Mechanics*, volume 18, numéro 3, p. 293–297.
- [40] Wiese, S., Meusel, E. et Wolter, K.-J. (2003). Microstructural dependence of constitutive properties of eutectic SnAg and SnAgCu solders. Dans *53rd Electronic Components and Technology Conference, 2003. Proceedings.* IEEE, New Orleans, Louisiana, USA, p. 197–206.
- [41] Wiese, S., Roellig, M., Mueller, M. et Wolter, K.-J. (2008). The effect of downscaling the dimensions of solder interconnects on their creep properties. *Microelectronics Reliability*, volume 48, numéro 6, p. 843–850.
- [42] Wiese, S. et Rzepka, S. (2004). Time-independent elastic–plastic behaviour of solder materials. *Microelectronics Reliability*, volume 44, numéro 12, p. 1893–1900.

